



Comportement thermomécanique de fontes à graphite sphéroïdal pour collecteurs d'échappement

Philippe Bastid

► To cite this version:

Philippe Bastid. Comportement thermomécanique de fontes à graphite sphéroïdal pour collecteurs d'échappement. Sciences de l'ingénieur [physics]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1995. Français. NNT : 1995ENMP1520 . pastel-00003288

HAL Id: pastel-00003288

<https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00003288>

Submitted on 19 May 2008

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THESE

présentée à

L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE PARIS

par

PHILIPPE BASTID

pour obtenir le titre de

DOCTEUR EN SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX

<p>COMPORTEMENT THERMOMECHANIQUE</p> <p>DE FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL</p> <p>POUR COLLECTEURS D'ECHAPPEMENT</p>
--

soutenue le : 11 janvier 1995

JURY

Président	A. PINEAU	E.N.S.M.P.
Rapporteur	D. MARQUIS	E.N.S. Cachan
Rapporteur	C. PRIOUL	E.C.P.
Examineur	C. GRENTÉ	RENAULT
Examineur	J. LE GAL	RENAULT
Directeur de Thèse	E. ANDRIEU	E.N.S.M.P.
Directeur de Thèse	P. PILVIN	E.N.S.M.P.

A M. Henri Larivé, qui a su me donner le goût des sciences au cours de trop peu nombreuses, mais ô combien enrichissantes, discussions.

AVANT-PROPOS

En parcourant les différentes thèses qui sont passées entre mes mains, j'ai pu remarquer qu'il était de coutume de faire précéder la partie scientifique de l'ouvrage par un petit chapitre purement littéraire, intitulé en général "Remerciements", dans lequel l'auteur exprime sa gratitude envers les nombreuses personnes qui l'ont aidé à mener à bien son étude. On y retrouve les membres du jury, le directeur du labo ainsi que certains membres du personnel, les partenaires industriels, la famille, etc. (liste non exhaustive. Les catégories de "remerciés" que j'aurais pu oublier sont priées de m'excuser. Je n'ai malheureusement pas le temps de faire un inventaire complet.

Pour ma part, cela fait maintenant plus de quatre mois, bientôt cinq même, que j'ai soutenu ma thèse, et je n'ai toujours pas commencé à écrire le moindre mot en ce qui concerne ma reconnaissance à l'égard des autres. Ma thèse est maintenant "sous presse", (terme bien pompeux pour qualifier une vulgaire photocopieuse, même de bonne qualité) et il serait grand temps que je m'applique à respecter la coutume énoncée plus haut. Sachez, sympathiques lecteurs, que je ne regrette en rien ce retard d'écriture. Je puis même affirmer qu'il m'a été profitable ! En effet, combien de thésards remercient dans la foulée tout et n'importe quoi, emportés qu'ils sont par l'allégresse d'avoir fini leur thèse ? N'en ai-je pas vu un qui remerciait "son ami l'hydrure de Zirconium", ayant vraisemblablement écrit ses remerciements alors qu'il n'était pas encore sorti de l'état d'éthylisme avancé consécutif au pot de thèse ?

Pendant ces quatre (presque cinq) mois qui se sont écoulés entre ma soutenance et le moment où j'écris ces lignes, j'ai pris le temps de mesurer la quantité et l'intérêt du travail apporté par chacun. Eh bien, vous me croirez si vous voudrez, mais la personne qui a le plus contribué à cette thèse, c'est d'abord moi-même. Et ceci sans me vanter. Après avoir fait cette épatante constatation, j'ai pu me pencher sur l'apport respectif des uns et des autres, ce qui m'a permis d'ouvrir une classification des remerciements : profonde gratitude, gratitude superficielle, sympathie, simple politesse, ironie, publicité (J'ai en effet proposé à certaines personnes de figurer dans les remerciements moyennant le versement d'une somme, certes importante dans l'absolu, mais néanmoins modique compte-tenu du prestige auréolant alors la personne citée.). Bien évidemment, cette classification, je la garde pour moi. Il est hors de question que je dévoile dans ces lignes qui se trouve placé dans telle ou telle catégorie. De telles révélations pourraient faire resurgir les inimités qui sommeillent et semer le désordre dans le plus calme des laboratoires. J'abrège à cause de l'heure qu'il est (midi), de la faim qui s'ensuit et du repas que je dois aller quérir si loin.

Tout d'abord, je souhaite remercier la Régie Nationale des Usines Renault, devenue entretemps **RENAULT S. A.**, d'avoir fourni le sujet de thèse, les matériaux et le financement grâce auxquels j'ai pu pendant quatre années travailler dans le domaine automobile (J'entends par "travailler dans le domaine automobile", exercer une activité liée à l'industrie de l'automobile, et non pas travailler dans un domaine capable de se mouvoir par ses propres

moyens.) tout en découvrant les joies que procure la Science des Matériaux (enrobage, polissage, etc).

Je remercie ensuite Monsieur **Jean-Pierre Trottier** d'avoir eu la bienveillance de m'accueillir au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris et d'avoir mis à ma disposition tout le matériel nécessaire pour mener à bien cette étude (polisseuse, enrobeuse, etc)

Je tiens enfin à exprimer ma gratitude envers (Je cite au hasard.) :

Monsieur **André Pineau**, qui a manifesté un vif intérêt pour ce travail, a tel point qu'il était naturel de lui proposer la présidence du jury, ce qu'il accepta avec la plus grande courtoisie. Je dois ajouter qu'en plus de donner de précieux conseils sur le plan scientifique, Monsieur Pineau milite ouvertement pour la réintégration des anciens thésards dans la vie civile.

Messieurs **Claude Prioul** et **Didier Marquis**, qui ont accepté de lire cette thèse en détail et d'en rédiger le rapport, malgré leurs nombreuses préoccupations de fin d'année (autres thèses, queue au télésiège, cadeaux pour Noël, etc).

Monsieur **Christian Grente**, qui a assuré pendant ces quatre années la dimension industrielle de ce travail, en m'apportant des collecteurs, des résultats d'expériences effectuées chez Renault et en faisant part de ses préoccupations et réflexions, tout en attendant patiemment les résultats de mes propres travaux.

Monsieur **Joël Le Gal**, qui a accepté de faire partie du jury et qui a apporté les réponses à mes nombreuses interrogations concernant la fonderie.

Michel Rousselot, mon technicien préféré, qui a mis ses compétences à ma disposition tant en ce qui concerne la réalisation des montages et le déroulement des essais, qu'en ce qui concerne ma formation à l'utilisation du matériel expérimental, moyennant toutefois des méthodes pédagogiques douteuses (Aïe ! Pas la tête) assorties de l'emploi occasionnel d'un vocabulaire emprunté à la plus triviale des terminologies gynécologiques.

L'équipe de l'atelier : **James Gibier**, **Georges Cassas**, **Christophe Meurin**, **Jean-Pierre Etourneau**, **Jean-Louis Ajzenberg** et **Antoine Locicero**, dont les compétences et la disponibilité sont précieuses pour la réalisation des éprouvettes et des montages, même les plus exhubérants (pas trop quand même). Leur sympathie et leur savoir-faire en font un atout indispensable pour le Centre des Matériaux.

Liliane Millereaux, **Brigitte Raviart**, **Odile Adam** et **Véronique Matos**, pour leurs conseils et leur aide en (respectivement) photographie, métallographie (enrobage, polissage, etc), recherche de documents et utilisation du Mac(intosh).

La famille **Locicero** : **Liliane**, **René**, pour leur bonne humeur.

Alain Naslot et **Jo Valy** pour m'avoir fait profiter de leurs compétences en électronique.

Franck N'Guyen et **Gérard Frot** pour l'analyse d'image et la microsonde.

Mes amis du groupe CME (Comportement, Microstructure, Environnement) : **LE Denis Toitot**, qui non seulement sait tout, mais est aussi capable de faire partager son savoir, l'inénarrable **Angelo Germidis**, dont la fougue n'était compensée que par la grande (trop

grande ?) sagesse de **Frédéric Prat**, **Anne-Françoise Gourgues**, qui aurait dû faire vœu de silence avant de commencer sa thèse, **Régine Molins**, à qui je dois toutes les manips de MET, **Yannick Bozon**, **Gilles Hochstetter**, **Jean-Christophe Chassaigne**, et tous les autres qui sont passés, passent ou passeront dans le groupe CME.

Mes amis du labo, hors groupe CME, mais ils sont tellement nombreux que je ne pourrais pas les citer sans en oublier un ou deux qui se sentiraient alors frustrés. Je préfère donc m'abstenir d'en dresser la liste et me contenterai de mentionner **Marc Dubus**, et d'y associer **Sylvain Gailliègue**, en souvenir de plans Panhard mémorables.

Mes parents, ainsi que **Mam'zelle Denise**, qui ont supporté pendant ces quatre années ma mauvaise humeur et un emploi du temps anarchique associé à une disponibilité toute relative, et qui, malgré ces désagréments, ont toujours continué à m'apporter leur soutien. Soutien intéressé, puisqu'en passant cette thèse, je contribue à rendre la famille enfin respectable.

Mon frère et mes amis : **François**, **Coco**, **Nane**, **Fab**, **Anne**, **Steph**, **nath**, **Pierrot**, **Niane**, **Francis**, **Flo**, **Vincent**, **Béa**, **Toto**, et tous les autres, qui ont pu, de si nombreuses fois, me sortir de ce "p... de labo" pour me faire oublier cette "thèse de m..." l'espace de quelques instants. Ici, je me sens contraint de mettre des guillemets pour nuancer mes dires. Toutefois, si quelqu'un trouve que je manque de respect au laboratoire ou à ma formation doctorale, qu'il vienne me trouver s'il croit pouvoir m'affirmer, en me regardant droit dans les yeux et en se retenant de rire, qu'il n'a jamais tenu de tels propos.

Enfin, j'en connais deux qui, s'ils lisent cet avant-propos, doivent se dire que "Quand même, Il exagère ! Après tout ce qu'on a fait pour lui, etc." Qu'ils se rassurent ! Tout vient à point à qui sait attendre. Comme tous les gourmands, j'ai l'habitude de garder le meilleur pour la fin. Comment pourrais-je ne pas associer à ces remerciements Messieurs ... tambours, trompettes,...

Eric Andrieu, co-directeur de thèse hors pair, bricoleur hors pair, cuisinier hors pair, et même visionnaire hors pair, puisqu'il m'a accordé sa confiance pour traiter ce sujet de thèse, alors que je me présentais, il y a quatre ans, comme un individu des plus virtuels et variationnels. Il a su me faire découvrir le "Monde Merveilleux des Matériaux" et me prescrire des exercices adaptés permettant de développer mon sens physique (enrobage, polissage, etc.

Philippe Pilvin, autre co-directeur de thèse, qui a su se montrer d'une grande disponibilité pour échanger des idées sur les programmes d'essais mécaniques et thermomécaniques, puis m'apporter son aide précieuse lors de l'exploitation des résultats de ces essais, alors même qu'il était déjà très occupé par la préparation de son mémoire d'habilitation à diriger des recherches. Cette disponibilité se double d'une patience remarquable, puisqu'il a eu la charge de rééduquer mon neurone (Contrairement aux autres, je n'en ai qu'un, mais d'une vigueur exceptionnelle.) engourdi par trois ans et demi d'enrobage et de polissage.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION	1
I - ETUDES PRELIMINAIRES	3
I.1 - LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL	3
I.1.1 - Les différents composants	3
I.1.2 - Composition chimique	8
I.1.3 - Caractéristiques mécaniques	10
I.1.4 - Evolutions de la microstructure avec la température	12
I.1.5 - Caractéristiques mécaniques à chaud	16
I.2 - LES COLLECTEURS D'ECHAPPEMENT	17
I.2.1 - Critères de choix d'un matériau pour collecteurs	18
I.2.2 - Les matériaux pour collecteurs d'échappement	19
I.3 - EXPERTISE DE COLLECTEURS	21
I.3.1 - Examen de la microstructure d'un collecteur brut de coulée	21
I.3.2 - Examen de la microstructure d'un collecteur peu sollicité	24
I.3.3 - Examen d'un collecteur endommagé en service	28
II - EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES A HAUTE TEMPERATURE	32
II.1 - LES FONTES A L'ETAT BRUT DE COULEE	32
II.2 - VIEILLISSEMENT ISOTHERME	36
II.2.1 - Oxydation	38
II.2.3 - Transformation allotropique	52
II.3 - VIEILLISSEMENT ANISOTHERME	56
II.3.1 - Oxydation	58
II.3.2 - Décarburation	59
II.3.3 - Transformation allotropique	60
II.2.4 - Une conséquence du couplage décarburation - transformation ...	64

III - PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANQUES	67
III.1 - EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES PHYSIQUES.....	68
III.1.1 - Dilatométrie	68
III.1.2 - Gonflement.....	79
III.1.3 - Caractéristiques thermiques	84
III.2 - CARACTERISTIQUES MECANQUES	88
III.2.2 - Matériaux et conditions expérimentales	92
III.2.3 - Présentation des modèles utilisés	93
III.2.4 - Méthodologie de l'identification	102
III.2.5 - Résultats et analyse	103
III.2.6 - Comportement des différentes nuances	110
III.3 - VALIDATION DES MODELES	120
III.3.1 - Cyclage thermique sans transformation de phases	120
III.3.2 Cyclage thermique avec transformation de phases	122
III.3.3 - Cyclage thermique avec transformation sur éprouvette en partie décarburée	125
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	129

INTRODUCTION

Parmi les différentes parties composant le moteur d'une automobile, le collecteur est une des pièces les plus sollicitées thermiquement. Les contraintes qu'il subit sont d'origines diverses : fluage dû à son poids propre, effort causé par le couple du moteur, fatigue engendrée par les vibrations, fatigue thermique causée par les variations de température des gaz d'échappement lors des cycles accélération-décélération, ou encore, contraintes thermiques dues au gradient de température entre l'entrée du collecteur, refroidie par contact avec la culasse, et le point d'intersection entre les différentes branches, dont la température est très élevée puisque chacune de ces branches y apporte son propre flux de chaleur.

Les progrès réalisés depuis plusieurs années en matière de performance et de dépollution ont conduit à un accroissement des températures dans le collecteur, cet accroissement ayant des origines diverses :

- En ce qui concerne les performances, l'adoption des culasses multisoupapes sur les moteurs à essence, ainsi que la généralisation du turbocompresseur sur les moteurs Diesel, en vue d'augmenter leur rendement, ont entraîné une augmentation de la température des gaz d'échappement.

- La réduction des émissions nocives par catalyse nécessite une température de gaz plus élevée qu'auparavant, l'amorçage de la réaction dans le catalyseur se faisant à 400°C environ. C'est aussi pour cette raison que le pot catalytique est placé près du collecteur, présentant ainsi une source de chaleur supplémentaire pour ce dernier par l'exothermie des réactions qui s'y produisent.

- L'amélioration de l'aérodynamique des véhicules, ainsi que la présence d'écrans thermiques destinés à protéger les éléments sensibles à la chaleur (boîtiers électroniques), réduisent la circulation de l'air sous le capot moteur et contribuent aussi à la hausse de la température du collecteur.

La fonte GS50 (norme AFNOR 450-10), qui était préférentiellement utilisée pour la fabrication de ces pièces, en raison de son faible coût, allié à un bon comportement mécanique, ne présente plus le meilleur choix face à l'augmentation des sollicitations thermiques. Les collecteurs sont alors rapidement fissurés aux points où la température est la plus élevée. Il apparaît donc nécessaire d'adopter un matériau conservant une bonne tenue à haute température afin de réaliser des pièces mieux adaptées aux motorisations actuelles.

Différentes solutions ont été proposées pour remédier aux insuffisances de la fonte DBC. On réalise des collecteurs en acier inoxydable coulé ou soudé, en fonte Ni-RESIST ou en fonte SiMo. Cette dernière paraît particulièrement intéressante, principalement en raison de l'absence de desquamation due à l'oxydation sur des véhicules en condition normale d'utilisation (Des particules d'oxydes provenant du collecteur pourraient endommager le pot catalytique). De plus, elle satisfait aussi aux contraintes économiques liées à un produit grand

public. Matière première peu coûteuse, température de fusion basse et bonne coulabilité permettent de produire des pièces de faible coût comparativement aux autres matériaux qui pourraient être employés.

Le but de cette étude était, à l'origine, de déterminer les lois de comportement thermomécanique de cette fonte SiMo afin de permettre la simulation du comportement des collecteurs à l'aide de codes de calcul par éléments finis. Une bonne connaissance du comportement facilite l'optimisation du dessin des pièces afin d'obtenir le meilleur compromis poids-fiabilité. On s'est toutefois rapidement aperçu que le matériau pouvait faire l'objet d'évolutions microstructurales importantes lorsqu'il était exposé à des températures élevées. Il a donc été jugé nécessaire d'étudier tout d'abord ces évolutions, d'une part, pour que les personnes susceptibles d'étudier ces pièces soient averties de leur existence, d'autre part, pour qu'elles puissent en tenir compte, du moins en partie, dans le calcul des collecteurs.

Cette étude a porté parallèlement sur les fontes GS50 et SiMo. On a pu ainsi mettre en évidence les avantages de cette dernière par rapport à la nuance utilisée précédemment. De la même manière, on a pu mettre en lumière ses défauts, dans la mesure où, malgré des performances mécaniques différentes, les deux nuances présentent des processus de vieillissement très semblables.

Le premier chapitre constitue une étape préliminaire permettant d'appréhender les problèmes liés à l'emploi des fontes GS dans les collecteurs d'échappement. On présente tout d'abord des connaissances de base de la métallurgie des fontes recueillies lors d'une étude bibliographique. On peut déjà y entrevoir les facteurs, métallurgiques ou mécaniques, qui vont limiter l'utilisation de ces matériaux à haute température. Par la suite, des expertises de collecteurs à différents états d'endommagement montrent l'importance des évolutions microstructurales, lesquelles peuvent conduire à la ruine de la pièce.

Le deuxième chapitre est consacré aux évolutions microstructurales recensées lors des expertises. Après identification des processus de vieillissement, il est possible de reproduire, par des traitements isothermes ou anisothermes effectués sous air, la plupart des microstructures observées dans les collecteurs vieillis. On est alors en mesure de réaliser des éprouvettes massives représentatives des microstructures rencontrées.

Une étude des propriétés physiques et mécaniques des matériaux bruts d'élaboration et vieillis est présentée dans la troisième partie. En ce qui concerne les propriétés physiques, trois aspects ont été abordés : les caractéristiques thermiques, la densité et l'expansion thermique. L'étude des propriétés mécaniques débute par la comparaison de deux modèles de comportement effectuée à partir d'essais de fatigue oligocyclique isotherme réalisés sur la fonte SiMo. Par la suite, un des deux modèles est retenu pour identifier les lois de comportement des deux nuances de fonte, à l'état brut d'élaboration et à l'état vieilli. On peut alors évaluer l'influence du vieillissement sur le comportement mécanique. Cette partie s'achève par la présentation d'essais thermomécaniques qui ont permis de valider, ou éventuellement de modifier les lois précédemment déterminées.

I - ETUDES PRELIMINAIRES

Les fontes à graphite sphéroïdal ont déjà fait l'objet de nombreuses études. La bibliographie est donc riche à leur propos et les sources d'information sont diverses. Les incontournables "Techniques de l'Ingénieur" référencées [TI-...] apportent bon nombre d'enseignements de base auxquels les revues spécialisées apportent d'utiles compléments.

La bibliographie est plus pauvre en ce qui concerne les collecteurs d'échappement. Les études portent essentiellement sur la résistance à la fatigue thermique et au fluage des différents matériaux pouvant être utilisés sans faire état des éventuelles évolutions microstructurales qui peuvent apparaître en service.

I.1 - LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL

Les fontes sont en majorité composées de fer, de carbone et de divers éléments d'alliage (silicium, molybdène, nickel...). Ces matériaux sont choisis pour la réalisation de pièces de formes complexes qui doivent être produites en fonderie. La présence de carbone, dont la teneur est de l'ordre de 3 % en masse facilite leur élaboration en abaissant la température de fusion, en améliorant le remplissage des moules (coulabilité) et en évitant la formation de défauts par retrait du matériau lors de sa solidification (retassures). Le carbone étant présent en quantité trop importante pour se dissoudre dans la matrice, il apparaît sous la forme de carbures ou de graphite, lamellaire ou sphéroïdal [TI-PFGO, TI-PFGN].

I.1.1 - Les différents composants

Comme il a été dit précédemment, l'excès de carbone provoque la formation de phases qui donnent à la fonte une structure composite. Les composants qui vont être cités ici sont ceux que l'on peut rencontrer sur le matériau brut de coulée. Dans cette partie, on présentera les composants en évoquant leur dureté. En effet, l'essai de dureté, facile à mettre en oeuvre, permet d'évaluer la charge à rupture (R_m) du matériau, laquelle variera en fonction des éléments d'alliage.

Ferrite

C'est le principal constituant de la matrice. Elle se compose d'atomes de fer assemblés selon une structure cristallographique cubique centrée dans laquelle sont dissous les éléments d'alliage (Si, Mo,...). Le carbone n'y est présent qu'en très faible quantité (0,02 % en masse). La ferrite pure est stable jusqu'à environ 725 °C, température à laquelle elle perd sa structure cubique centrée pour se transformer en austénite, de structure cubique faces centrées. Cette température de transformation varie avec la teneur en éléments d'alliage.

Les propriétés mécaniques de la ferrite à température ambiante dépendent essentiellement des éléments en solution, le plus important étant le silicium, qui augmente la résistance au détriment de la ductilité. Si on compare une ferrite pure à une ferrite contenant 3,4 % de Si, on peut remarquer que la dureté Brinell passe de 75 à 150 HB, la résistance à la traction augmente de 275 à 530 MPa, tandis que l'allongement à rupture diminue de 61 % à 28 %. En règle générale, on peut dire que résistance et dureté sont liées par la formule :

$$R_m = 3,5.HB$$

Toutefois, cette relation dépend fortement de la forme du graphite. Le coefficient de 3,5 donné ici est plus bas lorsque les nodules ont une forme dégénérée. Cr, Co, W, Ni, Mo, Mn, Ti, Si, Be, Cu augmentent la résistance mécanique, ainsi que la dureté [TI-PFGO].

Cémentite

C'est un carbure de fer Fe_3C , de dureté très élevée (700 à 800 HB), qui se forme à partir de l'austénite lors d'un refroidissement rapide, suivant le diagramme de phases métastable Fe- Fe_3C . Elle se décompose au-delà de 500 °C pour former de la ferrite et du graphite [f.1]. La présence de Si dans la matrice facilite cette décomposition. Elle peut être retardée par l'ajout d'éléments d'alliage (Cr, Mn, Mo, Cu) qui stabilisent la cémentite. Dans les fontes GS, elle est surtout présente sous forme de perlite [TI-FSA]

Perlite

Cet agrégat est formé par la juxtaposition de lamelles de ferrite et de cémentite (fig. 1.1). Ces lamelles sont d'autant plus fines que la vitesse de refroidissement est élevée. C'est de cette finesse que vont dépendre les caractéristiques mécaniques de la perlite. En effet, dureté et finesse sont liées par la formule de Belaieff :

$$HB.D_0 = 80$$

où D_0 , exprimée en μm , est la distance séparant deux lamelles de cémentite. D_0 varie entre 0,26 et 0,38 μm pour une dureté comprise entre 200 et 300 HB. Les éléments d'alliage (Cu, Cr, Mn, Mo, Ni, V) destinés à améliorer le comportement mécanique agissent principalement en modifiant la finesse de la perlite [TI-PFGO].



fig. I.1 - Perlite présente dans une fonte GS à matrice ferrito-perlitique

Martensite

Ce composé est obtenu par un refroidissement rapide effectué à partir de la phase austénitique. Il ne peut donc pas être présent à l'état brut de coulée. Son apparition est fonction de la vitesse de trempe et de la teneur en éléments d'alliage. La formation de la martensite fait appel à un mécanisme de transformation displacive. La rapidité de la transformation est telle que le Carbone n'a pas le temps de diffuser et se trouve en solution dans la structure cubique centré. Cette structure ne peut dissoudre que 0,03 % de Carbone à l'état d'équilibre et doit ici absorber les 0,8 % de Carbone provenant de l'austénite. Il se produit alors une distorsion de la maille cubique centré. La structure obtenue a une dureté particulièrement élevée.

Graphite

On distingue deux classes de fontes différenciées par la forme des particules de graphite : les fontes à graphite lamellaire et les fontes à graphite nodulaire (*fig. I.2*). Comparativement au graphite lamellaire, le graphite nodulaire permet à la fonte d'avoir des caractéristiques mécaniques très proches de celles des aciers car la forme des nodules minimise l'effet d'entaille dans la matrice [TI-PFGN].

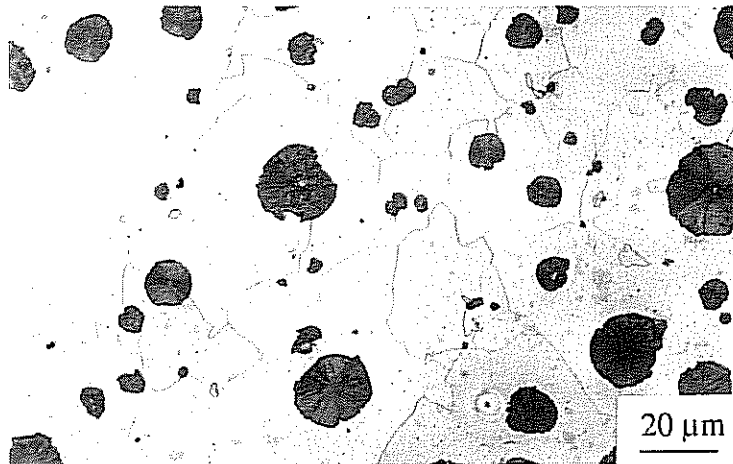
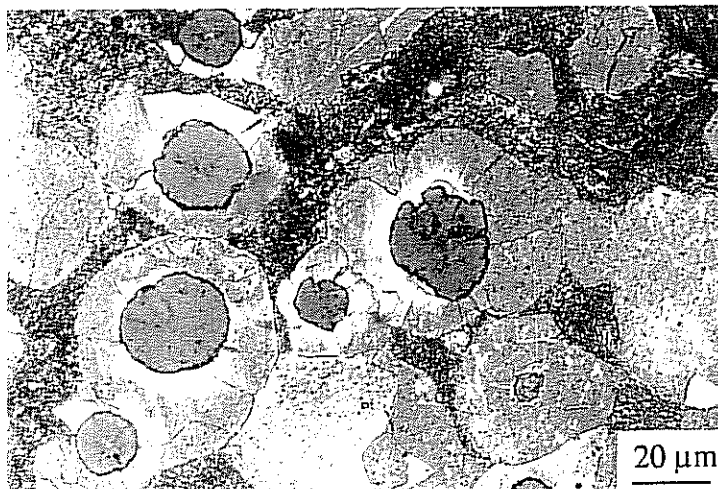


fig. I.2 - Nodules de graphite dans une fonte GS à matrice ferritique

Deux procédés sont utilisés pour obtenir des pièces en fonte à graphite sphéroïdal :

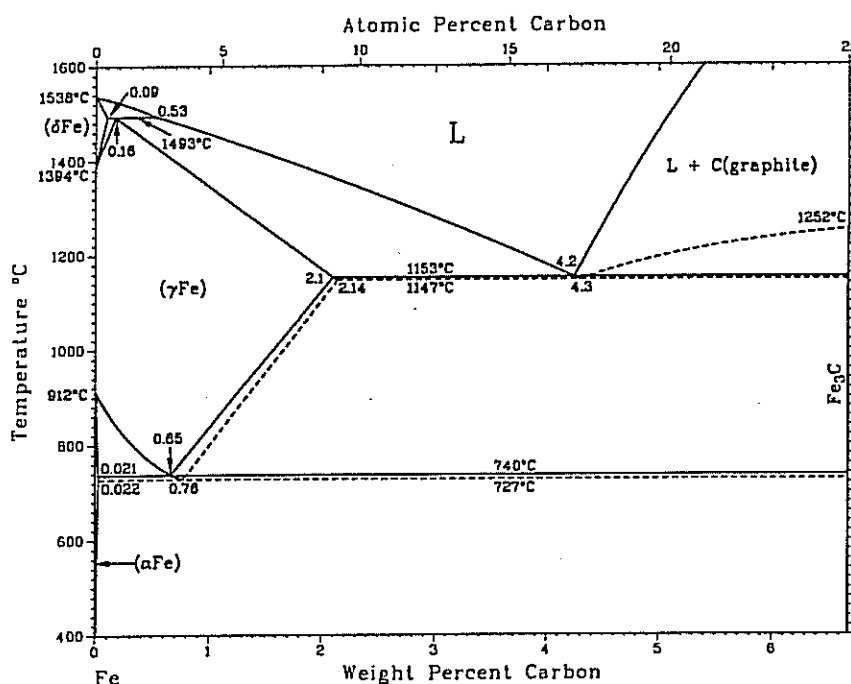
- Par une addition de magnésium dans la fonte liquide (inoculation), on provoque la formation de nodules directement lors de la solidification. Les nodules se forment à partir de composés C-Si, dont le Silicium se dissout dans la matrice pendant la croissance du nodule. Plus cette dissolution est lente, plus le graphite est sphéroïdal. Le rôle du Magnésium est de ralentir cette dissolution [TI-EF].

- Par traitement thermique de pièces en fonte blanche (où le carbone n'est présent que sous forme de carbures), on décompose la cémentite, ce qui permet la formation de graphite. On produit ainsi une "fonte malléable à graphite nodulaire". Ce traitement peut aussi être effectué sur une fonte à graphite sphéroïdal perlitique ou ferrito-perlitique dont on souhaite adoucir la matrice. Dans ce cas, la décomposition de la perlite a lieu, dans un premier temps, autour des nodules de graphite vers lesquels vont diffuser les atomes de carbone, créant ainsi un halo de ferrite autour des nodules [TI-PFGN]. Un exemple de cette structure est présenté à la figure I.3.



*fig. I.3 - halos de ferrite formés par la décomposition de la perlite
Le carbone issu de la décomposition précipite sur les nodules (structure "bull's eyes")*

Cette énumération des constituants d'une fonte fait apparaître une grande diversité de nuances, due aussi bien à la forme du graphite qu'à la nature de la matrice. Ainsi, bien que l'étude soit limitée aux fontes à graphite sphéroïdal, on doit s'attendre à une disparité du comportement liée à la nature de la matrice, laquelle pourra varier avec la composition chimique, la vitesse de solidification ou les traitements thermiques. Par exemple, lors de la fabrication d'une pièce dont l'épaisseur n'est pas uniforme (ce qui est le cas pour un collecteur d'échappement), les parties épaisses refroidissent lentement, en suivant le diagramme stable Fe-C, tandis que les parties minces refroidissent plus rapidement, suivant le diagramme métastable Fe-Fe₃C [TI-PFGO]. Une même pièce pourra donc présenter, après solidification, plusieurs types de matrice, ce qui provoquera des variations locales de lois de comportement mécaniques et thermiques (*fig. I.4*). Il est possible que les parties minces, par l'apport de chaleur des parties massives, soient exposées suffisamment longtemps à température élevée pour qu'il se produise une décomposition de la perlite en ferrite et graphite. Ce phénomène est alors appelé "recuit local".



*fig. I.4 - Diagrammes de phases Fe-C (trait plein)
et Fe-Fe₃C (trait pointillé) [ASM]*

De plus, si une pièce possédant en partie, ou en totalité, une structure incluant de la perlite, est soumise à des sollicitations thermiques suffisamment importantes, il peut se produire une décomposition de la perlite en ferrite et graphite. Cette décomposition entraînera, d'une part, une modification du comportement et, d'autre part, un gonflement de la matrice, générateur de variations dimensionnelles ou de contraintes internes. Ce gonflement est causé par les variations de masse volumique entre les constituants (graphite : 2500 kg/m³, cémentite : 7400 kg/m³, ferrite : 7900 kg/m³) [TI-PFGO].

I.1.2 - Composition chimique

La matrice ayant une influence directe sur le comportement d'une fonte GS, il est nécessaire de pouvoir ajuster sa nature en fonction des performances mécaniques souhaitées. Ceci peut être fait par des traitements thermiques, mais si on désire obtenir une nuance brute de coulée ou si la matrice doit présenter une certaine stabilité à haute température, on peut alors favoriser la présence d'un constituant par l'apport d'un ou plusieurs éléments d'alliage.

Carbone

Sa teneur est comprise entre 2,8 et 3,5 % en masse. Le carbone augmente la coulabilité car le graphite formé dans le métal liquide a une capacité thermique élevée, permettant au mélange de rester fluide lors de la coulée en empêchant un refroidissement trop rapide [Le Breton, 1966]. Il abaisse la température de fusion. De 1537 °C pour un fer pur, elle peut décroître jusqu'à 1150 °C à l'eutectique (correspondant à 4,3 % de C). En contrepartie, le carbone provoque aussi la baisse de la température de transformation allotropique (727 °C au lieu de 912 °C pour un fer pur), ce qui rend délicat l'emploi de pièces en fonte à température élevée. Une teneur trop importante en Carbone provoque l'apparition de graphite de flottation. Les pièces comportent alors des zones saturées en graphite dont la dureté est faible. Ces zones sont aussi souvent entourées de nodules dégénérés [TI-PFGN].

Silicium

Présent à raison de 2 à 3 %, voire plus si la fonte est alliée, le silicium est un élément très important dans la composition des fontes. Ces avantages sont multiples :

- En favorisant la graphitisation, il permet d'adoucir la matrice et d'obtenir des nuances entièrement ferritiques. On évite ainsi l'apparition de perlite qui pourrait se décomposer si la température dépassait 450 °C. Par contre, l'ajout de silicium dans une fonte déjà ferritique augmente sa dureté au détriment de sa ductilité.

- Il accroît la température de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ (environ 40 °C par % de Si), permettant d'élever la température d'utilisation des pièces.

- Il améliore la tenue à l'oxydation de par la formation de silicates Fe_2SiO_4 qui favorisent l'adhérence de la couche d'oxydes.

L'influence du Silicium sur la graphitisation est telle, que pour contrôler la quantité de graphite dans une fonte, on introduit la notion de Carbone équivalent définie par :

$$\%C_{eq} = \%C + 1/3.\%Si \quad [\text{TI-PFGN}]$$

Par exemple, pour éviter l'apparition de graphite de flottation, C_{eq} doit être inférieur à 4,5 %.

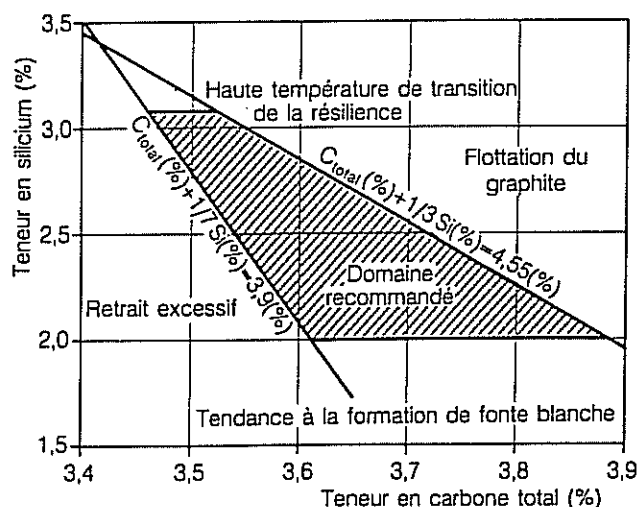


fig. I.5 - Limitation du domaine de variation des teneurs en Carbone et Silicium [TI-PFGN]

Chrome

Il donne à la fonte une grande résistance à l'oxydation. De plus, étant carburigène, il permet l'emploi de nuances perlitiques jusqu'à 600 °C environ [Bechet, 1981]. Il augmente la température de transformation allotropique (élément alphagène).

Magnésium

Ajouté en faible quantité dans le métal liquide, il donne au graphite sa forme sphéroïdale. Sa teneur est inférieure à 0,1 % [TI-PFGN].

Molybdène

C'est un carburigène employé préférentiellement aux autres car il préserve les qualités d'usinage de la fonte. En outre, il améliore les caractéristiques mécaniques à haute température. Il est alphagène [TI-FSA, Bechet, 1981].

Soufre

Il se combine avec le Manganèse pour former des inclusions de sulfure de manganèse. Sa teneur est inférieure à 0,1 % [TI-PFGO].

Aluminium

L'aluminium est alphagène. Il présente la particularité d'être graphitisant jusqu'à une teneur de 4 %, carburigène entre 10 et 18 %, puis à nouveau graphitisant jusqu'à 27 %, valeur à partir de laquelle il reste carburigène. Il augmente très sensiblement la résistance à l'oxydation [Bechet, 1981].

Phosphore

Le taux de phosphore est compris entre 0,03 et 1,2 %. Son rôle est important dans la mesure où le système Fe-C-P présente un eutectique phosphoreux à bas point de fusion (953 °C) qui diminue la résistance mécanique à chaud [TI-PFGO]. De plus, il augmente la fragilité à froid.

Etain, cuivre, nickel, manganèse, vanadium

Ils favorisent la formation de perlite à l'état brut de coulée. Mn, Ni, et Cu abaissent la température de transformation allotropique (gammagènes) [TI-PFGO, TI-FSA]. La teneur en manganèse est limitée à 0,7 % car il a tendance à ségréger pour former des carbures intercellulaires [Bechet, 1981]. Cette limite est abaissée à 0,35 % dans le cas des coulées en parois minces [Le Gal, 1995]

I.1.3 - Caractéristiques mécaniques à température ambiante

Grâce à la forme sphéroïdale du graphite, les fontes à graphite sphéroïdal possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques, proches de celles des aciers, ormis en fatigue. Ces caractéristiques dépendent essentiellement de la constitution de la matrice [TI-PFGO, TI-PFGN] :

- Les fontes à matrice ferritique présentent une résistance suffisamment élevée couplée à une bonne capacité à se déformer plastiquement, ainsi qu'une bonne résistance aux chocs. Leur faible résistance à l'usure leur donne une bonne aptitude à l'usinage, lequel est, de plus, facilité par le caractère lubrifiant du graphite.
- La limite d'élasticité et la charge à rupture des fontes à matrice perlitique sont très élevées. Elles sont obtenues en contrepartie d'une faible ductilité.
- Les caractéristiques mécaniques des fontes à matrice ferrito-perlitique sont évidemment comprises entre celles des deux fontes précédemment citées. Elles offrent un bon compromis entre résistance mécanique, ductilité et résistance à l'usure. Ces nuances ont l'avantage d'être de fabrication économique car elles peuvent être obtenues à l'état brut de

coulée sans réclamer d'attention particulière en ce qui concerne les éléments d'alliage ou la vitesse de refroidissement.

Dureté

Dans une fonte à matrice ferritique, elle varie de 130 à 200 HB en fonction des éléments d'alliage. Si, Mn, ou Ni durcissent la ferrite. La dureté d'une fonte à matrice ferrito-perlitique est comprise entre 170 et 270 HB. Elle peut atteindre 225 à 300 HB si la matrice est entièrement perlitique. Les duretés les plus élevées sont observées sur les fontes à matrice martensitique ou bainitique (245 à 360 HB) [TI-PFGO].

Limite d'élasticité et charge à rupture

Les fontes GS ne présentent pas une limite d'élasticité bien marquée. C'est pourquoi on utilise souvent la limite d'élasticité à 0,2 % de déformation plastique ($R_{p0,2}$). Dans ce cas encore, les caractéristiques mécaniques varient avec la nature de la matrice [Bechet, 1981] :

matrice	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)
ferritique	220-320	350-500
ferrito-perlitique	320-370	500-600
perlitique	420	700
bainitique ou martensitique	480-600	800-900

En général, on peut considérer que pour une fonte GS dont la matrice est ferritique ou perlitique, $R_{p0,2} = 2.HB$ et $R_m = 3.HB$, alors que pour une fonte martensitique ou bainitique, $R_{p0,2} = 2,6.HB$ et $R_m = 3,5.HB$ [TI-PFGN]. Ces coefficients de corrélation peuvent varier avec la morphologie du graphite.

Allongement à rupture

Il varie inversement à la dureté. Compris entre 10 et 25 % pour une fonte à matrice ferritique, il chute jusqu'à 3 à 7 % si la matrice est ferrito-perlitique et 2 % si elle est perlitique, bainitique ou martensitique [TI-PFGN].

Module d'élasticité

Pour une fonte à graphite sphéroïdal, il est compris entre 160 et 180 GPa. Sa valeur dépend peu de la nature de la matrice. Elle baisse avec l'augmentation de la proportion de

graphite. La courbe de traction ne présentant pas de pente élastique franche, sa mesure est délicate, tout comme celle de la limite d'élasticité. Pour la déterminer, il est recommandé de calculer la pente d'une droite reliant l'origine de la courbe au point correspondant à 75 % de la charge à rupture [Bechet, 1981]. Le coefficient de Poisson est de 0,28.

I.1.4 - Evolutions de la microstructure avec la température

On considère que la microstructure d'une fonte est stable jusqu'à la température de 450°C, température à partir de laquelle elle peut connaître plusieurs évolutions microstructurales [TI-PFGO, TI-PFGN, Bechet, 1981].

Oxydation

Si un échantillon de fonte est maintenu sous air à une température supérieure à 500 °C, sa surface se couvre d'une pellicule d'oxyde de fer. Cette pellicule d'oxyde peut être divisée en deux couches distinctes par leur composition chimique :

- l'oxyde externe, composé de Fer et d'Oxygène. C'est un oxyde dit "cathionique" car il est formé par la diffusion des ions Fe^{++} vers l'extérieur de l'échantillon.
- l'oxyde interne, composé de fer, d'oxygène et d'éléments d'alliage. Cet oxyde est dit "anionique", car formé par la diffusion des ions O^{-} vers l'intérieur de l'échantillon.

L'importance de l'oxydation peut être évaluée à partir de la perte de poids, rapportée à la surface, d'un échantillon dont on a enlevé la couche d'oxydes ou, plus simplement, par la mesure de l'épaisseur de la couche d'oxyde relevée sur une coupe polie.

Les fontes sont réputées pour leur bonne résistance à l'oxydation comparée à celle des aciers, en raison de leur teneur en Silicium. Cet élément permet la formation d'un oxyde interne riche en fayalite Fe_2SiO_4 , qui présente l'intérêt d'être très adhérent et peu perméable à l'oxygène [Bechet, 1981, Röhrig, 1985]. Le processus d'oxydation s'en trouve donc ralenti. Les fontes GS alliées au silicium présentent de ce fait une bien meilleure tenue à l'oxydation que les fontes ordinaires, ce phénomène étant d'autant plus sensible que la température est élevée (*fig. I.6*). Cette couche d'oxyde peut aussi être formée à partir d'autres éléments d'alliage pour donner $FeCr_2O_4$ ou $FeAl_2O_4$. L'Aluminium améliore très sensiblement la résistance à l'oxydation. A 1050 °C, la perte de poids par oxydation d'un échantillon de fonte à 25 % Al est 20 fois moindre que celle d'un acier à 35 % Ni et 25 % Cr [Bechet, 1981].

L'oxydation des fontes à graphite sphéroïdal est beaucoup plus lente que celle des fontes à graphite lamellaire. En effet, sur ces dernières, le réseau formé par les lamelles de graphite favorise la diffusion de l'oxygène vers l'intérieur du matériau [TI-PFGN].

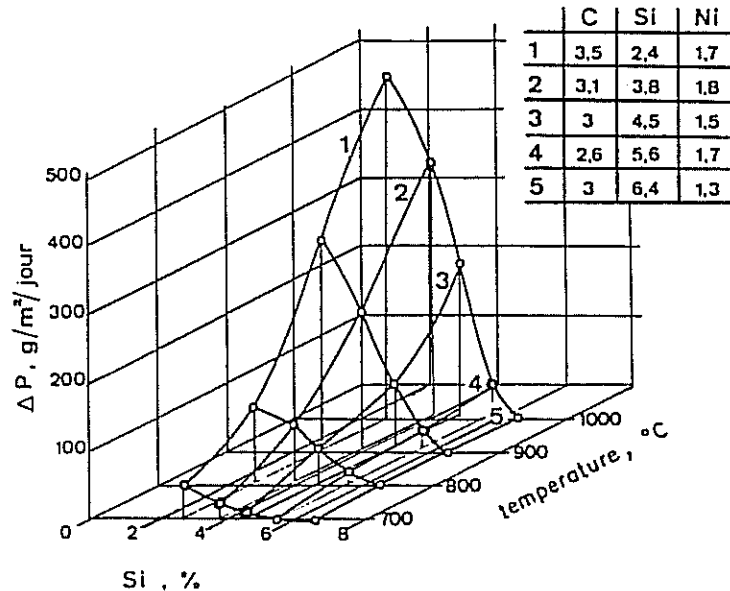


fig. I.6 - Influence de la teneur en Silicium sur la résistance à l'oxydation de fontes GS en fonction de la température [Bechet, 1981]

Graphitisation

Au-delà de 450 °C, la cémentite se décompose en Fer et en Carbone, ce dernier précipitant préférentiellement sur les nodules de graphite. En augmentant la taille des nodules, cette décomposition provoque un gonflement du matériau qui peut atteindre 1 % si sa matrice est, à l'origine, entièrement perlitique. Si on souhaite éviter cette transformation, l'ajout d'éléments d'alliage carburigènes permet de stabiliser la perlite jusqu'à la température de 600 °C. Si une pièce doit être utilisée à une température supérieure, il est préférable que sa matrice soit ferritique. On s'affranchira ainsi de tout phénomène de gonflement dû à la graphitisation à condition de ne pas dépasser la température de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ [Bechet, 1981].

Transformation allotropique

La transformation allotropique du fer pur se produit à 912 °C, température à laquelle la ferrite, ou fer α , de structure cristallographique CC, se transforme en austénite, ou Fer γ , de structure CFC. En présence de Carbone, ce qui est le cas pour les fontes, cette température s'abaisse à 727 °C, mais peut être relevée par l'ajout d'éléments alphagènes (Si, Al,...). Dans les fontes GS, cette transformation n'est pas spontanée et ne se fait pas à la même température

au chauffage qu'au refroidissement. C'est pourquoi on distingue quatre températures de transformation : au cours du chauffage, Ac_1 est la température à laquelle la ferrite commence à se transformer en austénite, Ac_3 est la température à laquelle l'austénite est complètement formée. Lors du refroidissement, Ar_3 est la température de début de transformation, celle-ci étant terminée à la température Ar_1 (fig. I.7).

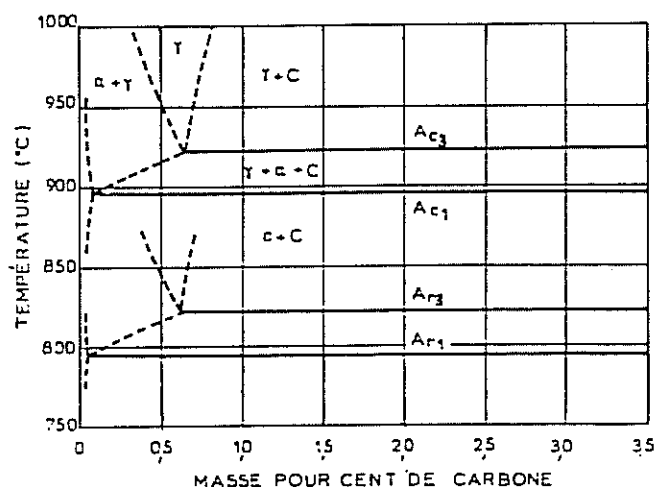


fig. I.7 - Coupe pseudo-binaire du diagramme Fe-C-Si à 4,2 % de Si [TI-DE]

L'austénite étant plus compacte que la ferrite, la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ s'accompagne d'une contraction de la matrice estimée à environ 1 %. Ce changement de volume est mis à profit pour déterminer les températures de transformation par des essais de dilatométrie. Ceux-ci révèlent, par ailleurs, l'important coefficient de dilatation de l'austénite (environ $35.10^{-6} K^{-1}$) comparé à celui de la ferrite (environ $16.10^{-6} K^{-1}$). Cette transformation entraîne l'apparition de contraintes internes en raison des variations dimensionnelles qui l'accompagnent.

Les passages successifs du point de transformation entraînent un gonflement du matériau. Il est dû au fait, que le Carbone dissout dans l'austénite, et provenant des nodules de graphite, ne précipite pas obligatoirement sur les nodules existants lorsque le matériau redevient ferritique, mais forme de nouveaux précipités. Il se crée alors des lacunes autour des nodules car le carbone qui y a été puisé ne peut plus s'y redéposer. Ces vides peuvent être comblés par des oxydes qui ne résistent pas aux contraintes internes provoquées par les transformations suivantes. Ce phénomène est surtout sensible sur les fontes à graphite lamellaire dans lesquelles le réseau de graphite favorise la propagation de l'oxydation. On aboutit alors rapidement à la dislocation de la matrice [TI-PFGN, Bechet, 1981, Schissler, 1993].

Devant les problèmes induits par le passage du point de transformation allotropique, il est préférable de bien connaître la température d'emploi d'une pièce afin de choisir une

nuance de fonte dont le point Ac_1 soit suffisamment élevé. Cette température de transformation peut être augmentée par l'addition d'éléments d'alliage alphagènes, comme le Silicium, l'Aluminium, ou le Molybdène (fig. 1.8). On peut ainsi obtenir des nuances de fonte dont le point Ac_1 est repoussé jusqu'à 900 °C. Une autre solution pour éviter le passage du point de transformation est d'utiliser une fonte déjà austénitique à température ambiante. C'est le cas des fontes Ni-RESIST, dont l'importante teneur en Nickel (20 ou 35 %) accroît la température d'utilisation, mais aussi les coûts de fabrication [TI-FSA, Bechet, 1981]. De plus, le coefficient de dilatation de ces nuances est assez élevé et fait apparaître d'importantes contraintes d'origine thermique.

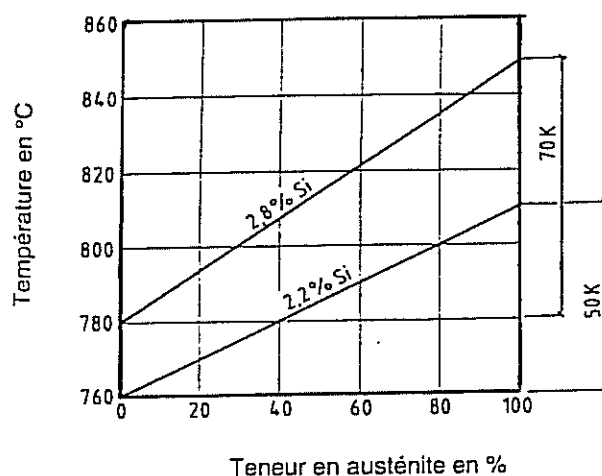


fig. 1.8 - Evolution de la teneur en austénite en fonction de la température pour différents taux de Silicium [Wustenfeld, 1993]

Décarburation

La décarburation est peu mentionnée dans la bibliographie. Elle consiste en la migration des atomes de Carbone vers la surface de la pièce, où ils se combinent avec l'oxygène de l'air pour former du CO ou du CO₂. Cette combustion du Carbone est sensible à partir de 800 °C environ, température assez basse pour être rencontrée sur un collecteur d'échappement.

La décarburation s'accélère lorsque le matériau devient austénitique, en raison de la forte solubilité du Carbone dans l'austénite. Il semble que la diffusion du Carbone vers l'extérieur soit ralentie par la présence d'une couche d'oxydes [Birks, 1970]. De ce fait, la cinétique de décarburation peut être augmentée par la présence d'éléments d'alliages réduisant l'oxydation.

Lors de traitements thermiques, pour éviter l'appauvrissement du matériau en Carbone, il est recommandé de placer les pièces à traiter sous vide ou dans une enceinte saturée en CO₂. Il est aussi possible d'obtenir le même résultat en recouvrant les pièces d'une couche de charbon de bois [TI-TTF].

I.1.5 - Caractéristiques mécaniques à chaud

Module d'élasticité

Le module d'élasticité des fontes GS décroît lentement jusqu'à 500 °C environ (il baisse de 5 GPa pour une augmentation de température de 100°C). A 750°C, le module d'Young varie entre 120 et 130 GPa. Dans le cas d'une fonte à matrice perlitique, on n'observe pas de chute brutale du module à la température de graphitisation, ce qui montre que la nature de la matrice intervient peu dans la valeur de ce module [Bechet, 1981].

Résistance à la traction

La charge à rupture varie peu jusqu'à 400 °C. A partir de cette température, elle chute rapidement pour atteindre environ 100 MPa à 700 °C. Cette baisse est bien sûr plus brutale pour les fontes perlitiques dont les bonnes performances aux températures inférieures à 400 °C (R_m de 800 MPa environ) sont dégradées par la décomposition de la perlite. On peut augmenter la résistance à chaud en stabilisant la perlite par des éléments d'alliage, comme le Chrome ou le Molybdène. Cet élément a aussi un effet bénéfique sur la tenue à chaud des fontes GS ferritiques [Bechet, 1981, Gundlach, 1983]. Une teneur de 2,5 % permet de faire varier la contrainte à rupture de 50 à 100 MPa à la température de 900 °C.

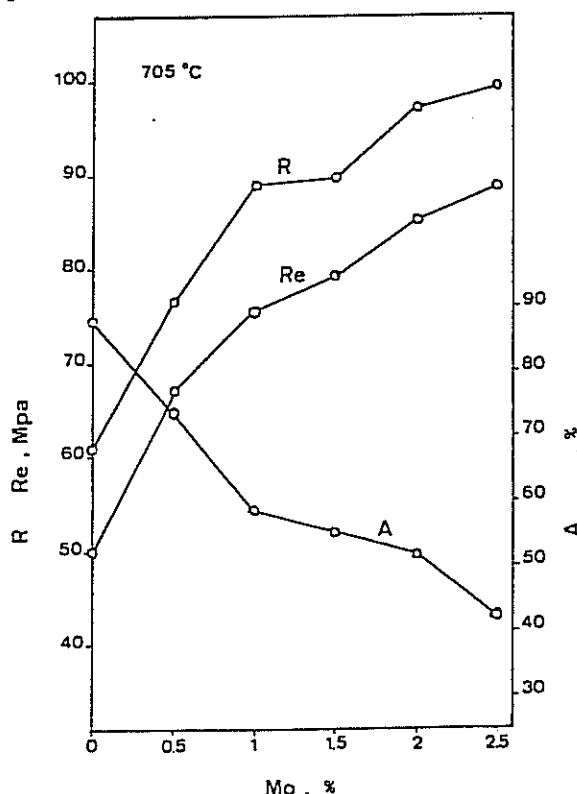


fig.I.9 - Influence du Molybdène sur la résistance, la limite d'élasticité et l'allongement à 705 °C d'une fonte GS ferritique à 4 % de Si [Bechet, 1981]

Fluage

Comme c'est le cas pour la résistance à la traction, la tenue au fluage des fontes GS dépend beaucoup des éléments d'alliage, ainsi que de la nature de la matrice [Bechet, 1981, Gundlach, 1983]. En ce qui concerne cette dernière, on peut noter qu'à la température de 425 °C, une fonte à matrice perlitique soumise à une contrainte de 200 MPa flue à la vitesse de $10^{-3} \text{ \%} \cdot \text{h}^{-1}$, alors que dans les mêmes conditions, une fonte à matrice ferritique a une vitesse de fluage de $10^{-1} \text{ \%} \cdot \text{h}^{-1}$. Par contre, à une température suffisamment élevée pour que la perlite soit décomposée, les deux nuances de fonte ont des tenues au fluage équivalentes.

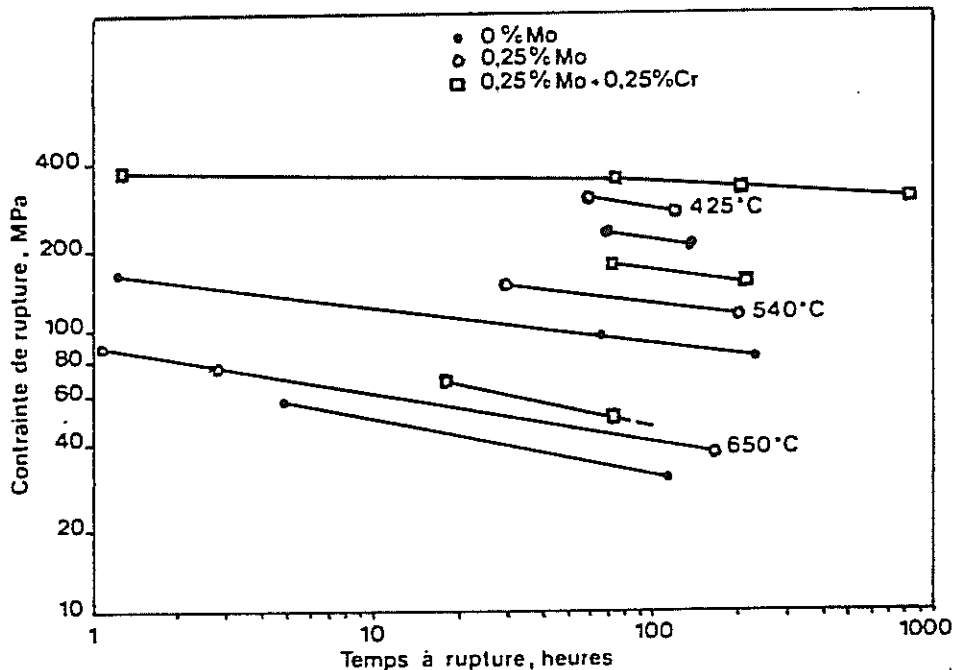


fig. I.10 - Courbes de rupture par fluage à 425, 540 et 650 °C de trois fontes GS alliées ou non [Bechet, 1981]

I.2 - LES COLLECTEURS D'ECHAPPEMENT

La lecture d'articles concernant les collecteurs d'échappement est utile car elle permet de connaître les températures d'utilisation de ces pièces (supérieures à 850 °C), les qualités demandées à un matériau pour être employé pour la réalisation d'un collecteur d'échappement, ainsi que les matériaux les mieux placés pour répondre à ces critères. On verra qu'il n'existe pas de solution miracle pour fabriquer ce type de pièces, en particulier lorsqu'on introduit le critère du coût. Les matériaux les plus appropriés pour cet usage sont évidemment les moins économiques.

I.2.1 - Critères de choix d'un matériau pour collecteurs

Resistance à l'oxydation

On demande aux matériaux constituant les collecteurs d'échappement d'avoir une bonne résistance à l'oxydation. Ce critère de choix n'est pas uniquement dicté par la réduction de section de la pièce due à l'apparition d'oxydes. Le problème vient plutôt de l'adhérence de la couche d'oxydes apparaissant sur la paroi interne du collecteur. Les particules d'oxydes venant du collecteur peuvent en effet endommager la structure alvéolaire du pot catalytique ou la turbine d'un éventuel turbo-compresseur [MM, 1979].

Absence de transformation de phases

Les transformations allotropiques ne sont pas souhaitées dans les collecteurs d'échappement, en raison des variations dimensionnelles qui les accompagnent. D'une part, elles engendrent localement l'apparition de contraintes internes, d'autre part, elles facilitent le décollement de la couche d'oxydes avec les conséquences évoquées plus haut. Pour les mêmes raisons, on préconise de ne pas employer de nuances perlitiques en raison du gonflement dû à la décomposition de la perlite au-dessus de 500 °C [MM, 1979, Akiyama, 1991, Shimamoto, 1993].

Coefficient de dilatation

Les collecteurs d'échappement sont des pièces bloquées en déplacement et portées à haute température. Elles vont donc subir, en service, des contraintes importantes causées par la dilatation. Le matériau choisi doit avoir un coefficient de dilatation suffisamment faible pour minimiser ces contraintes [Shimamoto, 1993, Bastid, 1994].

Conductivité thermique

Une partie de la chaleur des gaz d'échappement est évacuée par le collecteur de par sa conductivité thermique. Jusqu'à l'apparition des pots catalytiques, il était préférable d'employer un matériau dont la conductivité thermique était élevée afin de réduire la température dans le collecteur. Depuis, on préfère préserver la température des gaz d'échappement pour permettre l'amorçage de la catalyse. Pour cela, on utilise des matériaux à faible conductivité thermique. La température de fonctionnement du collecteur s'en trouve donc accrue [Akiyama, 1991, Shimamoto, 1993, Bastid, 1994].

Tenue en fluage

Le collecteur d'échappement travaille à haute température et peut subir des efforts constants (poids d'un turbo-compresseur par exemple). Il est donc important d'utiliser un matériau résistant bien au fluage. Dans le cas contraire, on peut voir apparaître une distorsion de la pièce à chaud pouvant engendrer à froid des contraintes résiduelles dans la pièce ou dans la culasse [Shimamoto, 1993, Grente, 1992, Bastid, 1994].

Résistance à la fatigue thermique

Le collecteur d'échappement est l'objet d'une sollicitation en fatigue thermique lors des cycles démarrage-arrêt. La résistance du matériau à fatigue thermique dépend d'un grand nombre de facteurs : coefficient de dilatation, module d'Young, limite d'élasticité, comportement en fluage... La résistance à la fatigue peut être évaluée par éléments finis, mais il est préférable de vérifier cette prévision par des essais sur éprouvette ou sur collecteur [Akiyama, 1991, Shimamoto, 1993]. Il apparaît que, plus que le choix du matériau, le dessin de la pièce est primordial pour améliorer sa tenue à la fatigue [Le Gal, 1995]

Coût de fabrication

Le collecteur devant équiper un véhicule produit en grande série et à faible coût, il est évident que le choix du matériau doit faire intervenir un critère économique [Akiyama, 1991, Bastid, 1994].

I.2.2 - Les matériaux pour collecteurs d'échappement

Fonte GS ferritique

Cette nuance est encore très utilisée pour la réalisation de ces pièces. 80 % des véhicules produits par RENAULT sont équipés de collecteurs en GS50. Sa mauvaise tenue en fluage, sa température de transformation allotropique basse, sa mauvaise résistance à l'oxydation en font un matériau peu adapté aux performances futures des moteurs [Grente, 1992, Bastid, 1994].

Fonte SiMo

Comparée à la nuance précédente, sa plus haute teneur en Silicium lui donne une meilleure résistance à l'oxydation en évitant la desquamation sur les véhicules en service, et

retarde la transformation de phases. De plus, le molybdène permet d'améliorer sa tenue en fluage. Ces caractéristiques et son coût peu élevé en font un matériau apprécié pour la réalisation des collecteurs. Bien qu'étant placée à plus haute température, la possibilité d'une transformation allotropique limite son utilisation aux moteurs peu poussés [MM, 1979, Grente, 1992, Bastid, 1994].

Fonte Ni-Resist

Cette nuance à haute teneur en Nickel présente l'avantage d'être déjà austénitique, et donc, de ne pas subir de transformation de phase. De plus, le Nickel lui confère une bonne tenue à l'oxydation. Cette nuance a toutefois deux inconvénients : son coût élevé et son coefficient de dilatation important dû à sa structure austénitique [MM, 1979, Shimamoto, 1993, Grente, 1992, Bastid, 1994].

Tubes d'acier inoxydable soudés

Ces collecteurs sont réalisés dans des matériaux ayant évidemment une bonne résistance à l'oxydation. Lorsqu'ils sont réalisés en acier austénitique, ils ont l'avantage de présenter une charge à rupture élevée et d'une bonne durée de vie en fatigue mécanique. Malheureusement, leur coefficient de dilatation élevé leur donne une faible résistance à la fatigue thermique. De plus, si les matériaux sont suffisamment résistants, les pièces présentent des faiblesses au niveau des soudures [Shimamoto, 1993].

Acier inoxydable coulé

Cette solution permet de garder les qualités des tubes d'acier inoxydables, tout en évitant les problèmes dus à la mauvaise tenue des soudures. A contre de ces qualités, on peut citer un coût de fabrication assez élevé. Les collecteurs réalisés dans cette nuance sont en effet des pièces à parois minces nécessitant une coulée par aspiration [Shimamoto, 1993].

Cette étude bibliographique n'est évidemment pas exhaustive. Elle est tout de même suffisamment riche pour laisser entrevoir les problèmes liés à l'utilisation de fontes à graphite sphéroïdal dans la réalisation de collecteurs d'échappement. Diverses solutions sont proposées pour s'affranchir des modifications microstructurales des fontes. La plupart de ces solutions ayant un coût de revient élevé, nous allons nous attacher à étudier la possibilité de tenir compte de ces évolutions dans le dimensionnement des collecteurs.

I.3 - EXPERTISE DE COLLECTEURS

Avant d'entamer l'étude du comportement du matériau, il est préférable de le replacer dans son contexte industriel. C'est pourquoi il a été choisi de l'observer préalablement dans le milieu où il se plaît à évoluer naturellement sous la forme d'une expertise portant sur des collecteurs à différents stades de vieillissement.

La lecture de la bibliographie concernant les collecteurs d'échappement, ainsi que le comportement des fontes à haute température, laisse supposer que ces pièces, soumises à des températures pouvant dépasser 850 °C, peuvent faire l'objet d'importantes modifications microstructurales. Dans le but de les recenser, le voisinage d'une fissure apparue sur un collecteur a été étudié. Les modifications apparues sur un matériau ne pouvant pas être évaluées si on ne connaît pas l'état de départ de ce matériau, la microstructure observée a été comparée avec la microstructure d'un collecteur brut de coulée afin de se rendre compte de ces évolutions. De même, cette microstructure a été comparée avec celle d'un collecteur ayant vieilli sur banc moteur sans endommagement. Les fissures apparaissant préférentiellement dans les branches du collecteur, il a été choisi de privilégier l'étude de celles-ci au détriment des brides, ces dernières n'étant en général pas en cause dans l'endommagement de la pièce.

I.3.1 - Examen de la microstructure d'un collecteur brut de coulée

La géométrie d'un collecteur d'échappement est telle que l'on peut rencontrer sur une même pièce des parties minces (parois des branches) et des parties épaisses (brides de fixation). Il en résulte, au cours de la solidification, une différence de vitesse de refroidissement entre les branches, dont l'épaisseur de paroi est d'environ 5 mm et les brides, dont l'épaisseur est de 2 à 3 cm. Cette différence de vitesse de refroidissement exerce une influence sur la microstructure du produit brut, l'effet le plus important pour le comportement du matériau étant l'apparition de perlite dans la matrice.

La pièce brute de coulée qui a été observée est un collecteur 3 en 1, en fonte GS50, provenant de la fonderie des prototypes de RENAULT¹. Un échantillon a été prélevé dans une de ses branches, approximativement à égale distance entre le point d'intersection des branches et la bride de fixation sur la culasse. A cet endroit, l'épaisseur de paroi est de 4mm. Cette faible épaisseur, concourant à un refroidissement local rapide lors de l'élaboration, peut laisser supposer une quantité de perlite importante dans la microstructure.

¹ Cette fonderie, établie à Boulogne, permet de réaliser, en un petit nombre d'unités, des pièces prototypes qui seront ensuite testées sur banc. On y coule aussi des lingots de différents alliages dont on extrait des éprouvettes afin de connaître leur comportement.

Après avoir été poli et attaqué (attaque Nital 4 %), l'échantillon a été observé au microscope optique. Les microstructures sont représentées sur les figures I.11, I.12, I.13, et I.14. Plusieurs remarques sont à formuler à la vue de ces micrographies.

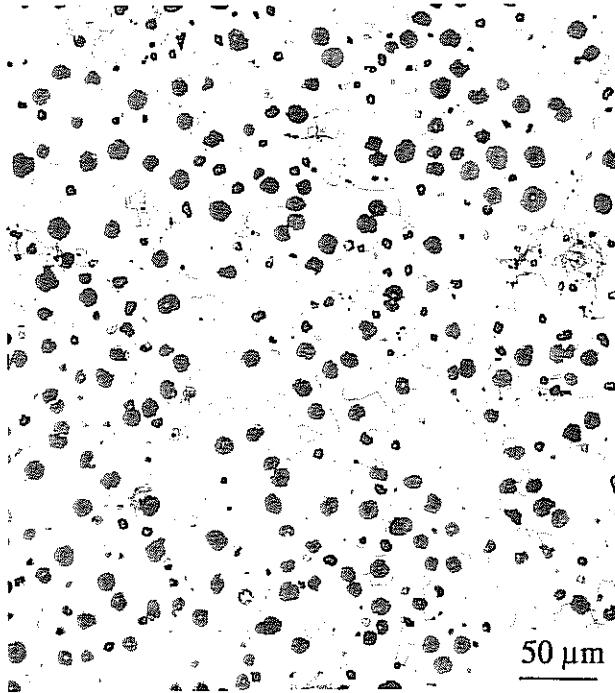


fig. I.11 - Microstructure d'une branche de collecteur brut de coulée

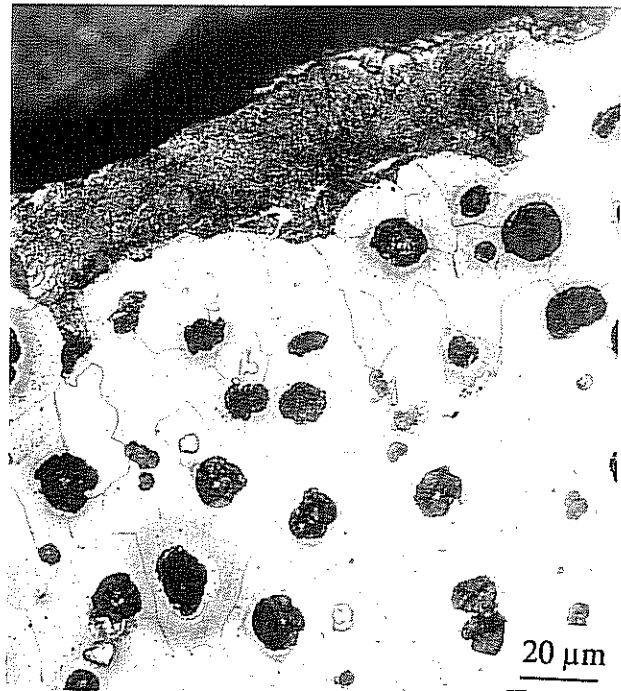


fig. I.12 - Amas de perlite présent dans la même branche

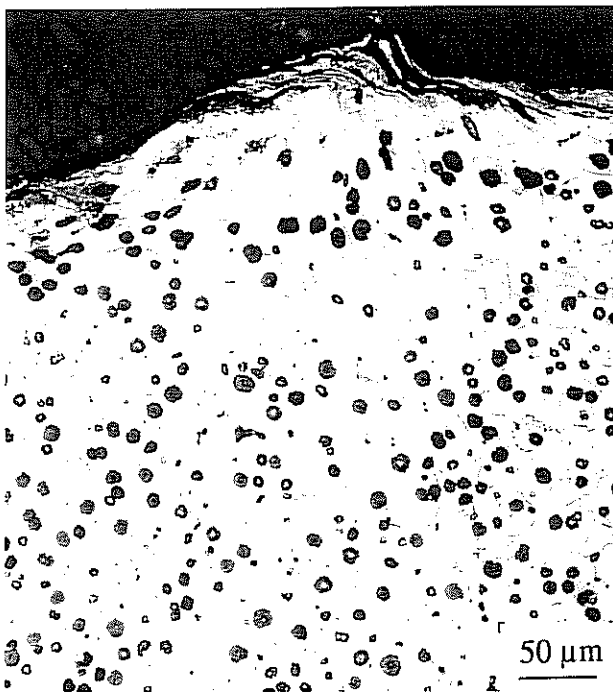


fig. I.13 - Réaction moule-métal

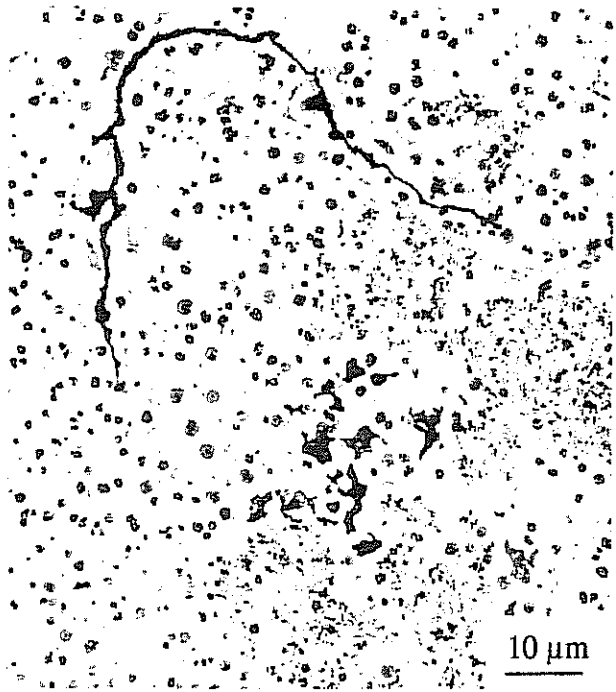


fig. I.14 - Voile d'oxyde et graphite dégénéré

Tout d'abord, contrairement aux suppositions qui avaient été faites quant à la présence de perlite dans cette partie mince de la pièce, il apparaît que la matrice est globalement ferritique, probablement en raison d'un phénomène d'auto-recuit (*fig. I.11*).

Enfin, la microstructure du matériau brut de coulée n'est pas parfaite. En effet, une faible surface d'échantillon peut faire office de petit catalogue des défauts de fonderie, ces défauts pouvant se trouver au sein de la paroi ou à sa périphérie :

- Les défauts présents en surface sont de deux types : petits amas de perlite (*fig. I.12*) et présence d'amas de graphite due à une réaction entre le métal et le moule (*fig. I.13*).

- Les défauts visibles à l'intérieur de la paroi sont des microretassures rencontrées fréquemment en fonderie et qui peuvent être acceptables si leur taille est faible (de l'ordre de celle du grain) et si leur nombre est peu important (2 ou 3 au mm²). De plus, ils sont souvent accompagnés de criques et de graphite dégénéré (*fig. I.14*). Ici, ces défauts restent admis et ne présentent pas de risque lors du service du collecteur.

Deux points importants apparaissent donc avec l'analyse de cette branche de collecteur : l'absence de perlite dans la matrice et les défauts de la microstructure. En ce qui concerne l'absence de perlite, on peut toutefois supposer qu'elle n'est pas systématique. En effet, l'apparition de cet élément étant essentiellement dû à la vitesse de refroidissement (ainsi qu'à la présence éventuelle d'éléments carburigènes), il est important de tenir compte des conditions dans lesquelles la pièce a été coulée. Il est évident que l'utilisation d'un moule dont les parois sont minces ou réalisé dans un matériau conduisant bien la chaleur favorisera une baisse rapide de la température du métal. Ces propos seront d'ailleurs confortés lors de la deuxième expertise concernant un collecteur ayant été peu sollicité. Par curiosité, il a été jugé intéressant de comparer cette microstructure avec celle que l'on peut trouver dans la bride du collecteur, cette dernière étant représentée sur la figure *I.15*. La structure observée dans cette bride est de nature identique à celle rencontrée dans la branche. On peut remarquer qu'elle est exempte de défauts et que les grains, ainsi que les nodules ont des tailles plus importantes, ceci étant causé par un refroidissement plus lent.

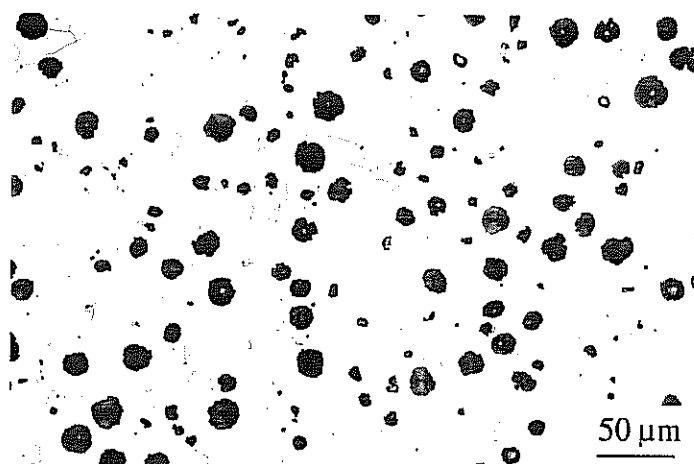


fig. I.15 - Microstructure d'une bride de collecteur brut de coulée

Quant aux défauts que peut présenter le matériau, certains peuvent nuire à la tenue de la pièce :

- Les microretassures, criques et nodules de graphite dégénérés représentés sur la figure I.14 sont des points privilégiés pour l'amorçage de fissures et doivent être si possible évités. Ils sont d'autant plus préjudiciables qu'ils peuvent être confinés et donc non visibles à la surface de la pièce. Dans le cas de ce collecteur, la crique apparue lors de la solidification et dont on voit une partie sur la figure débouche de part et d'autre de la paroi. Le défaut a pu ainsi être facilement détecté.

- La perlite résiduelle entraîne une fragilisation locale. De plus, cette partie du collecteur étant soumise à des températures assez élevées pour décomposer la cémentite (température de l'ordre de 550 °C), cette décomposition va s'accompagner d'une expansion. Cette instabilité dimensionnelle engendrera des contraintes internes de traction autour de la zone expansée. On verra dans la suite de l'étude que ces contraintes restent toutefois assez basses en raison de la forte viscosité intervenant dans le comportement du matériau.

- La structure résultant de l'interaction moule-métal peut favoriser l'apparition de fissures par effet d'entaille. On peut supposer que ces fissures se propageront parallèlement à l'entaille initiale et n'affecteront que la peau de la paroi sans bifurquer vers le coeur. Dans ces deux cas de défauts de surface, l'oxydation du collecteur en service viendra rapidement affecter la cinquantaine de microns qu'ils occupent. Ces éléments fragiles seront alors noyés dans l'oxyde interne, lui même élément fragile. De ce fait, ces défauts, qui auraient pu être pénalisants lors d'une utilisation à température ambiante, voient leur effets inhibés par l'utilisation à haute température.

En conclusion de cette première expertise, il est surtout important de retenir la structure ferritique de la matrice dans cette branche de collecteur. Les nombreux défauts observés montrent leur présence éventuelle mais ne doivent en aucun cas nous alarmer quant à la qualité des collecteurs. La pièce étudiée provenant de la fonderie des prototypes, il est fort probable qu'elle ait été réalisée avant la mise au point de tous les paramètres de coulée. Avec la maîtrise du procédé, ces problèmes ne seront plus rencontrés dans le cadre d'une production en série.

I.3.2 - Examen de la microstructure d'un collecteur peu sollicité

Le but de cette expertise est de connaître les éventuelles évolutions microstructurales qui peuvent apparaître en service sur un collecteur dont la tenue est jugée satisfaisante. On verra que cette observation permet aussi d'émettre des hypothèses sur sa structure lorsqu'il était brut de coulée. La pièce étudiée est un collecteur 4 en 1 réalisé en fonte GS50 équipant un moteur de taille et de puissance réduites (probablement un 1,2l ENERGY) et ayant tourné sur banc pendant plusieurs centaines d'heures. Ce collecteur présente une particularité dans le fait que la jonction entre les deux branches intérieures est très proche des brides de fixation

sur la culasse. On peut alors l'assimiler à un collecteur 3 en 1 dont la branche du milieu serait de section plus importante que les branches extérieures.

Cette étude a été effectuée en deux étapes. La première étape a consisté en une observation globale d'une branche du collecteur afin de repérer la zone dont la température de fonctionnement a été la plus élevée. La deuxième étape est une analyse plus fine de cette zone.

Après réception, la pièce a été tronçonnée en deux parties égales en suivant sa pseudo-branche médiane. Le plan de coupe d'une des parties a été poli afin d'être observé au microscope optique. Cette coupe polie est représentée sur la figure I.16. La zone dont la température en service a été la plus élevée a été repérée en postulant que l'épaisseur de la couche d'oxyde devait y être maximale. Cette zone est entourée sur la figure.

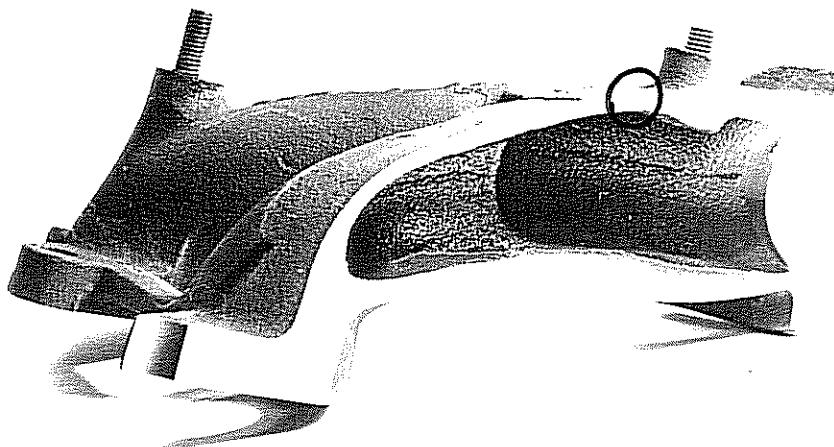


fig. I.16 - Coupe polie d'un collecteur ayant été testé sur banc sans s'endommager

Une fois cette démarche effectuée, on a prélevé un échantillon sur la partie symétrique de celle qui a été repérée. L'observation de cet échantillon après polissage et attaque (Nital 4%) montre d'une part, que le matériau présente une matrice ferritique et d'autre part que cette partie du collecteur est soumise à une oxydation très importante.

Si on se limite à l'étude de la partie non oxydée, on peut remarquer au premier abord que les dimensions des grains et des nodules sont équivalentes à celles qui ont été évaluées dans le collecteur brut de coulée. Par contre, contrairement à ce qui avait été vu lors de l'expertise précédente, la microstructure comporte très peu de défauts de fonderie. Une analyse plus fine, donc à un grossissement plus important, de cette microstructure montre la présence de petits amas de graphite à la surface des nodules (*fig. I.17*). Ces amas sont caractéristiques de la précipitation sur les nodules du carbone issu de la décomposition de la cémentite.

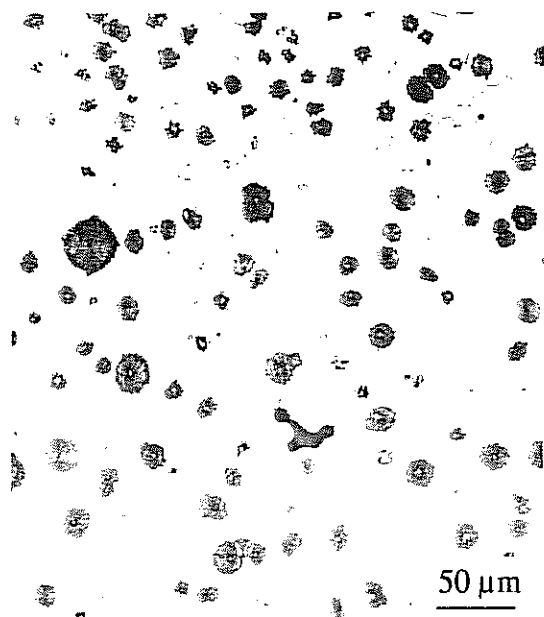


fig. I.17 - Précipitation de Carbone
autour des nodules



fig. I.18 - Structure des couches
d'oxydes

Si on s'intéresse maintenant à la couche d'oxydes, on remarque en premier lieu que son épaisseur est plus importante sur la paroi en contact avec les gaz d'échappement que sur la paroi extérieure. Chacune de ces couches peut être divisée en deux sous-couches : l'oxyde interne, qui préserve la microstructure (on y retrouve des nodules de graphite) et l'oxyde externe, d'épaisseur moitié plus faible et d'apparence poreuse. La paroi intérieure semble, de plus, être tapissée de fines strates d'oxydes de différentes natures qui ne sont pas visibles sur la paroi extérieure. Enfin, ces couches d'oxyde sont peu adhérentes, très fragiles et présentent de nombreuses fissures dans des plans parallèles ou perpendiculaires à l'axe de la branche (fig. I.18).

La principale remarque que peut apporter l'observation du matériau après plusieurs heures de fonctionnement concerne la structure de la matrice à l'état brut de coulée ainsi que son évolution. En effet, la précipitation de carbone étant révélatrice de la formation antérieure de cémentite, il est nécessaire de s'interroger sur l'origine de cette phase. Deux hypothèses se présentent :

- La cémentite se trouvait sous forme de perlite à l'état brut de coulée et aurait été décomposée par ferritisation sous l'action de la chaleur au cours du fonctionnement. Si on effectue une comparaison avec l'expertise précédente, ce cas montre alors que la microstructure des branches d'un collecteur peut varier d'une pièce à l'autre selon les conditions de refroidissement ou la concentration en éléments carburigènes ou graphitisants. Il montre aussi que si le collecteur peut comporter plusieurs microstructures (matrice ferritique dans les brides et perlitiques ou ferrito-perlitiques dans les branches), l'effet de la température tend à homogénéiser la pièce en lui donnant une matrice entièrement ferritique. On évite donc l'apparition de contraintes internes dues aux différences de comportement de

deux microstructures présentes dans une même pièce. Par contre, la décomposition de la cémentite peut générer de telles contraintes puisqu'elle provoque un gonflement de la fonte. Toutefois, ces contraintes n'apparaissent qu'une fois dans la vie du collecteur et se relâchent de par la viscosité du matériau déjà importante à la température à laquelle se produit cette ferritisation. Ces contraintes restent toutefois faibles comparées à celles appliquées. Cette dernière est donc préférable au maintien d'une microstructure hétérogène qui serait alors la cause permanente de contraintes d'incompatibilités à chaud comme à froid.

- La branche avait une structure ferritique à l'état brut de coulée, mais le point où l'échantillon a été prélevé aurait été exposé à une température supérieure à la température de début de transformation allotropique Ac_1 (820 °C environ). L'austénite formée absorbe alors du carbone provenant des nodules de graphite, puis ce carbone se combine sous forme de perlite au refroidissement avant de précipiter sur les nodules au cours de périodes de fonctionnement moins sévères. Dans ce cas, comme il sera montré dans la suite de l'étude, le matériau aurait dû être l'objet d'autres évolutions microstructurales (notamment la décarburation) en raison de la température élevée. Ces évolutions ne sont pas visibles sur l'échantillon. Cette hypothèse est donc fort peu probable, mais tout de même possible si on se réfère à l'expertise qui suivra.

En ce qui concerne l'oxydation, on voit ici le rôle prépondérant qu'elle peut jouer dans le comportement d'un collecteur. En ne considérant que les couches d'oxyde internes, qui affectent directement le matériau en le rendant fragile, on peut déjà évaluer la réduction de section qu'elle va entraîner. Ces couches d'oxyde ayant une épaisseur de 250 μm sur la paroi extérieure, de 400 μm sur la paroi intérieure et l'épaisseur de la paroi étant à l'origine de 4 mm (déterminée en ajoutant l'épaisseur des couches d'oxyde interne à l'épaisseur de paroi non oxydée), on en déduit que la section occupée par le matériau sain se trouve réduite de plus de 15 %. A ce propos, on est en droit de s'étonner de la différence d'épaisseur entre les oxydes de la paroi intérieure et de la paroi extérieure, surtout en tenant compte de la très faible teneur en oxygène des gaz d'échappement qui sont en contact avec la paroi intérieure. Deux éléments peuvent être apportés pour trouver une explication à ce phénomène étrange et mystérieux : d'une part, on peut penser au gradient thermique qui s'établit dans la paroi. L'oxydation étant un phénomène de diffusion activé thermiquement, elle peut être moins importante sur la paroi extérieure du collecteur qui est refroidie par la circulation de l'air sous le capot moteur. D'autre part, il ne faut pas oublier que s'ils ne contiennent que peu d'oxygène, les gaz d'échappement sont en grande partie composés d'eau, élément qui accélère considérablement l'oxydation. L'importance des gaz d'échappement dans l'oxydation du collecteur nous est d'ailleurs montrée par la présence, sur la paroi intérieure uniquement, de ces fines strates d'oxydes qui semblent s'être déposées une à une au cours de chaque cycle démarrage-arrêt effectué par le moteur.

Cette étude d'une branche d'un collecteur peu sollicité montre que, bien qu'ayant été utilisé dans des conditions normales, cette pièce subit des évolutions métallurgiques déjà importantes. Alors qu'il semblait contenir de la perlite à l'état brut de coulée, le matériau est devenu entièrement ferritique. De plus, la section de la branche se trouve sensiblement réduite

par l'oxydation. Malgré tout, ces transformations ne semblent pas avoir affecté la tenue mécanique de la pièce puisqu'aucune présence de fissure n'a été constatée à sa surface. Il peut périr par oxydation après de nombreuses heures de service mais, a priori, un collecteur peut être utilisé dans les mêmes conditions que celui-ci, sans être l'objet d'un endommagement particulier.

I.3.3 - Examen d'un collecteur endommagé en service

Après avoir étudié le collecteur brut de coulée et le collecteur ayant évolué sans endommagement, il reste encore à aborder le cas du collecteur n'ayant pu répondre positivement aux exigences requises concernant sa tenue dans le temps. On pourra alors connaître les origines microstructurales de l'endommagement de la pièce.

L'échantillon observé provient d'un collecteur en GS50 ayant subi un essai très sévère. Une des branches de ce collecteur présente une fissure courant d'une face à l'autre de la paroi. On va donc s'attacher à examiner le voisinage de cette fissure afin de recenser les éventuelles évolutions du matériau qui ont provoqué son apparition. Cette fissure est représentée sur les figures *I.19*, *I.20*, *I.21* et *I.22*.

Dès le premier regard, on s'aperçoit que les évolutions microstructurales sont beaucoup plus importantes que celles observées précédemment. En ce qui concerne l'oxydation, les couches d'oxydes qui ont bien voulu rester en contact avec la paroi² se sont confortablement développées (épaisseur de 600 μm pour l'oxyde interne et de 300 μm pour l'oxyde externe). Une observation plus précise de l'échantillon après attaque révèle la coexistence de deux mécanismes de vieillissement qui semblent avoir contribué à la ruine de la structure. Le coeur de la branche, coloré par l'attaque, est majoritairement perlitique et les nodules de graphite présents dans cette zone ont perdu leur forme sphérique. Une bande de matrice ferritique sépare cette partie perlitique de la couche d'oxydes. Les nodules de graphite y semblent avoir disparu. Les porosités laissées par ces nodules ont conservé une allure régulière près de la matrice et sont de plus en plus déformées au fur et à mesure qu'on s'approche du coeur de la branche. A propos des nodules, on peut aussi remarquer que s'ils étaient encore présents dans l'oxyde interne du collecteur observé précédemment, ils ont formé ici des porosités identiques à celles observées dans la partie ferritique de la matrice.

² Une des surfaces ne présente pas de couche d'oxydes au voisinage de la fissure, celles-ci s'étant vraisemblablement décollée lors du prélèvement de l'échantillon.

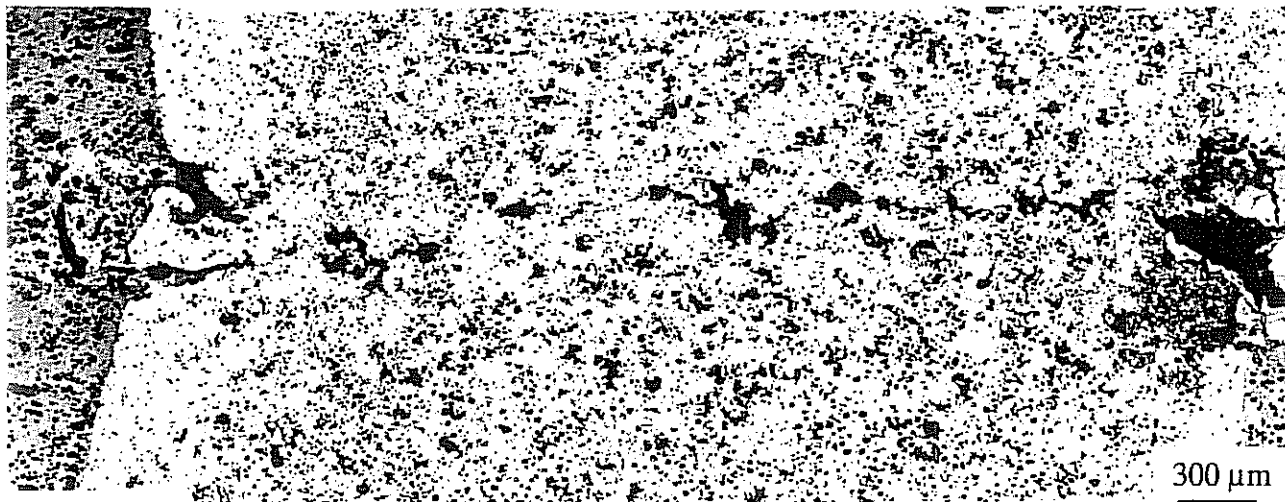


fig. I.19 - Fissure apparue sur un collecteur en service

L'épaisseur des couches d'oxydes témoigne des importantes sollicitations thermiques subies par le collecteur. Toutefois, cette oxydation ne semble pas avoir contribué à son endommagement. Deux éléments permettent d'apporter cette affirmation :

- En s'appuyant sur l'épaisseur des couches d'oxydes rapportée à l'épaisseur initiale de paroi, on peut constater, en supposant que les couches d'oxyde interne de chaque côté de la paroi ont une épaisseur de 600 μm , que la réduction d'épaisseur de matériau non oxydé est de 20 % par rapport à l'épaisseur initiale. Ce facteur de réduction est comparable à celui déterminé lors de la précédente expertise. Le collecteur alors examiné n'ayant pas été endommagé, il est peu probable que cette oxydation soit à l'origine de la rupture, d'autant plus que l'augmentation des contraintes qu'elle entraîne n'est pas suffisante pour atteindre les contraintes critiques d'endommagement, en raison des coefficients de sécurité introduits pour le calcul de la pièce.

- Les autres modifications microstructurales observées lors de cette expertise semblent plus propices à provoquer l'apparition de la fissure. C'est pourquoi elles constituent l'objet des prochains paragraphes.

La première de ces modifications structurales est la transformation allotropique $\alpha \rightarrow \gamma$. Elle est mise en évidence par la formation de perlite à l'intérieur de la branche (*fig. III.10*). On avait remarqué lors des expertises précédentes, que les branches de collecteur étaient de structure ferritique, soit à l'état brut de coulée, soit par décomposition, au cours du fonctionnement, de la perlite formée initialement. La présence importante de perlite dans la matrice ne peut être expliquée que par la dissolution d'une partie du Carbone des nodules dans l'austénite apparue à haute température, suivie d'une trempe à l'air. De plus, la matrice étant entièrement perlitique, on peut affirmer, grâce aux expériences de dilatométrie reportées au chapitre suivant, que cette partie du collecteur a été portée à une température supérieure à 890 °C. La déformation des nodules de graphite est une des conséquences de la

transformation allotropique (ou, plus vraisemblablement, de transformations allotropiques successives). Ceux-ci ont en effet perdu leur forme sphéroïdale sous l'effet des contraintes internes produites par la transformation (*fig. III.11*). La dégénérescence du graphite semble affecter l'adhérence nodule-matrice (certains sont déchaussés), mais aussi faciliter l'amorçage de fissure par effet d'entaille (la fissure semble être formée par la coalescence de cavités laissées par des nodules dégénérés).

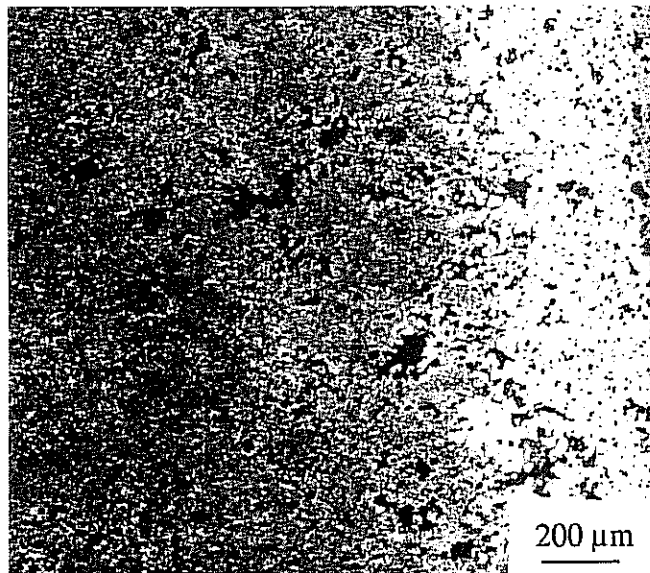


fig. I.20 - Révélation de la perlite au coeur de la branche par attaque Nital

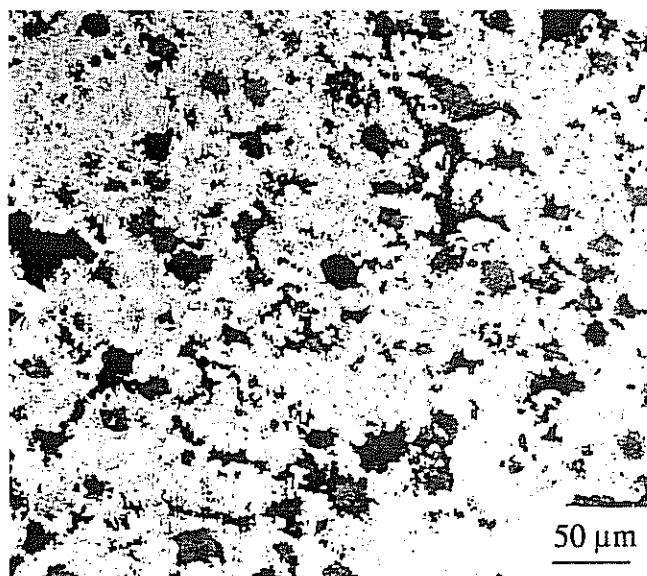


fig. I.21 - Nodules déformés par les transformations de phases

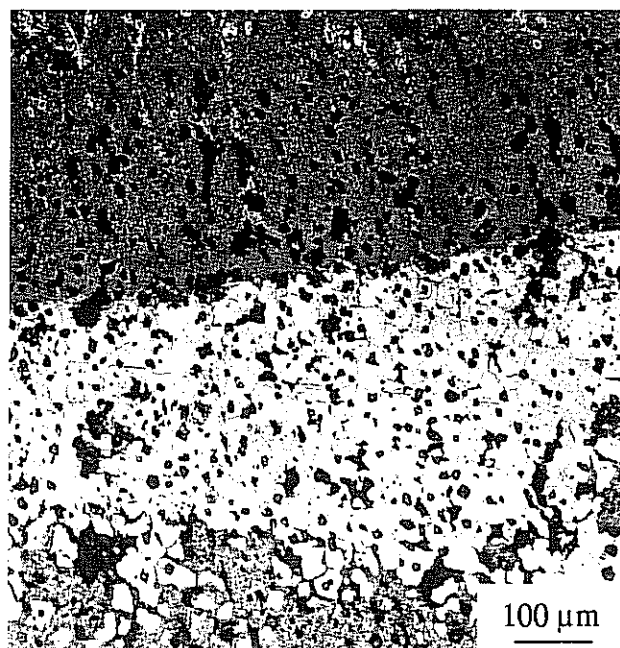


fig. I.22 : Décarburation à la surface de la branche

L'autre phénomène important observé concerne la disparition du Carbone à la surface de la pièce, tant dans les nodules que dans la matrice (la ferrite constituant la matrice ne peut dissoudre que très peu de Carbone). Cette décarburation affecte les zones en contact avec l'atmosphère extérieure. Elle apparaît donc, non seulement sur les bords de la paroi, mais aussi le long de la fissure. On peut aussi constater qu'elle est visible sur les deux faces de la paroi, alors qu'une seule de ces faces est en contact avec l'extérieur. Ceci laisse supposer que, comme l'oxydation, la décarburation peut être activée par l'eau présente dans les gaz d'échappement. Toutefois, dans le cas de la décarburation, l'épaisseur de la zone affectée est identique de chaque côté de la paroi.

Il ressort de ces différentes expertises que l'utilisation de lois de comportement, obtenues par des essais sur des fontes brutes de coulée, pour le calcul des pièces n'est vraisemblablement pas suffisante, en raison des importantes transformations que subit le matériau. Oxydation, décarburation et transformation de phases sont trois mécanismes de vieillissement qui peuvent apporter des modifications des comportements mécaniques et thermiques du matériau. Ces modifications ne pouvant être déterminées qu'à partir d'éprouvettes représentatives du matériau vieilli, on devra s'attacher à étudier la dégradation des fontes afin de pouvoir reproduire les microstructures rencontrées.

II - EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES A HAUTE TEMPERATURE

A partir des expertises, on a pu constater et recenser les différents aspects du vieillissement de la fonte GS50 composant les collecteurs. Ce vieillissement fait apparaître dans la pièce de nouvelles microstructures dont le comportement, tant mécanique que thermique est sans doute différent de celui du matériau d'origine. Si on souhaite tenir compte des évolutions microstructurales dans le calcul des pièces, il est nécessaire d'en connaître les mécanismes. On pourra, par exemple, introduire dans la modélisation une cinétique d'oxydation. Mais le plus intéressant est la maîtrise de ces évolutions car la reproduction sur des éprouvettes massives des microstructures rencontrées permettrait de déterminer les lois de comportement de ces nouveaux matériaux. En ce qui concerne la GS50, exception faite des oxydes, les microstructures aperçues lors des expertises sont les suivantes :

- fonte brute de coulée à graphite sphéroïdal
- fonte à graphite dégénéré
- fonte décarburée à porosités sphéroïdales
- fonte décarburée à porosités dégénérées.

On verra que toutes ces microstructures ont pu être reproduites par différents traitements thermiques à partir de la fonte GS50, mais aussi de la fonte SiMo.

II.1 - LES FONTES A L'ETAT BRUT DE COULEE

Les deux lots de fonte, GS50 et SiMo, proviennent de la fonderie prototype de Boulogne. Ils ont été livrés sous la forme de lopins cylindriques d'environ 25 mm de diamètre et 130 mm de long.

La GS50 va permettre d'étudier les processus de dégradation des fontes GS pour collecteurs d'échappement, comparativement à la fonte SiMo. On pourra ainsi mieux dégager les avantages et les inconvénients de cette dernière. En ce qui concerne la SiMo, l'étude portera sur ses évolutions microstructurales mais on s'attachera surtout à déterminer son comportement mécanique car cette nuance sera beaucoup utilisée chez RENAULT.

Les compositions figurent dans le tableau :

	C	Si	Mn	S	P	Mo	Mg
GS50	3,61	2,95	0,011	0,007	0,028		0,035
SiMo	3,20	3,92	0,12	0,011	0,026	0,61	0,043

Comme on le voit d'après le tableau, la SiMo ne diffère de la GS50 que par sa plus forte proportion en Silicium et la présence de Molybdène. Ces deux éléments doivent, en principe, lui conférer une bonne tenue à chaud en améliorant la stabilité microstructurale et la résistance mécanique [Bechet, 1981]. La teneur en Carbone de la SiMo est moins élevée afin d'avoir un Carbone équivalent identique à celui de la GS50, malgré l'augmentation du taux de Silicium.

A l'origine, il avait été prévu d'étudier une autre nuance de fonte à matrice ferrito-perlitique car une telle microstructure pouvait être présente dans les branches des collecteurs. L'étude de cette nuance n'a pas été jugée utile. D'une part, la perlite se décompose à la température à laquelle travaille cette partie du collecteur, ce qui rend la matrice entièrement ferritique. D'autre part, afin d'obtenir une matrice ferrito-perlitique à l'état brut de coulée, il avait été nécessaire de rajouter du Cuivre afin de stabiliser la perlite. Or, cet élément carburigène a aussi la propriété d'abaisser la température de transformation allotropique, ce qui conduit à une perturbation des essais de dilatométrie et de cyclage thermique.

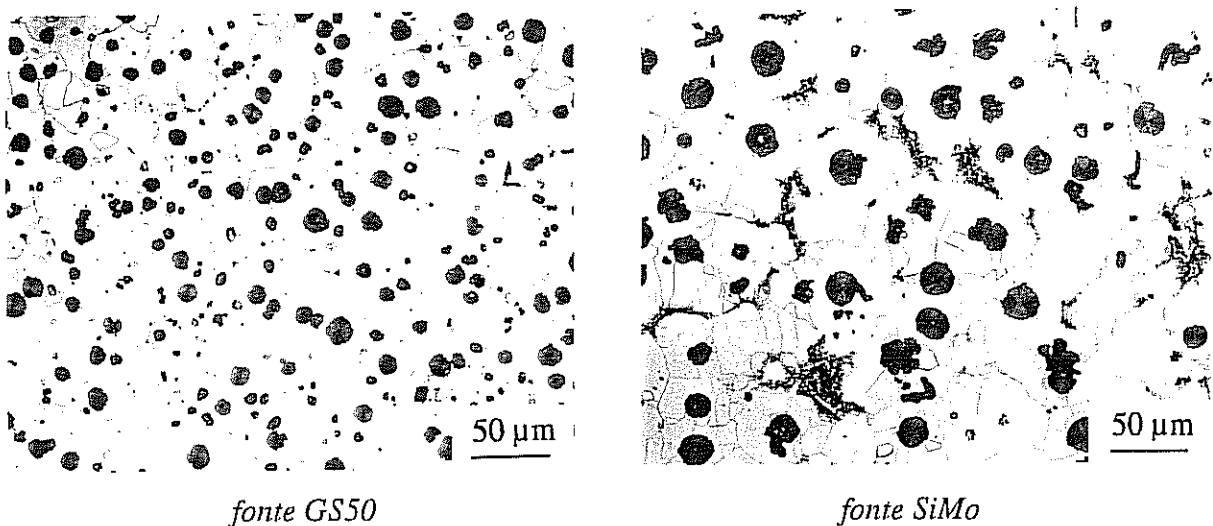


fig. II.1 - Microstructures brutes de coulée

La figure ci-dessus montre les microstructures de ces nuances. On constate tout d'abord que les deux matrices sont quasi-intégralement ferritiques. La perlite n'y est présente qu'en très faible quantité, très inférieure aux 5 % admis par la norme. Par comparaison avec la figure I.11 du chapitre précédent, on pourra noter que les grains et les nodules de graphite de la GS50 sont de taille similaire à ceux que l'on trouve dans les branches de collecteurs. Par contre, la fonte SiMo présente des nodules moins nombreux, mais de taille beaucoup plus importante. De plus, pour cette nuance, on observe dans les joints de grains la formation de précipités. Après analyse à la microsonde d'un morceau de fonte SiMo exposé plusieurs jours à la température de 855 °C, ces précipités, relativement stables à haute température, se révéleront être composés de Carbone et Molybdène (*fig. II.3*). Ces carbures présents dans les joints de grains sont entourés d'une nébuleuse de précipités plus fins dont l'identification nécessite l'usage de la microscopie électronique à transmission. Il s'agit de carbures de Molybdène instables à haute température. L'observation d'un échantillon de fonte SiMo

prélevé sur une branche de collecteur nous montre que la microstructure de cette pièce est identique à celle observée sur les lopins fournis par RENAULT, si ce n'est les carbures entourés ici de perlite très fine (*fig. II.2*).

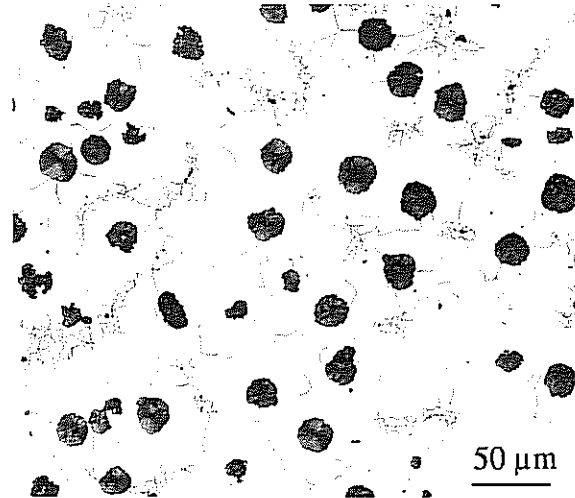


fig. II.2 - Branche de collecteur réalisé en fonte SiMo

Les différences dans la taille et le nombre des nodules entre les deux nuances vient probablement de la manière dont ces fontes ont été élaborées. La multiplication du nombre de nodules est obtenue en général par une post-inoculation de ferro-silicium afin de multiplier le nombre de germes (on avait vu, dans l'étude bibliographique, que le graphite croissait à partir de composés C-Si) [TI-EF]. La baisse du nombre de sphéroïdes, en augmentant le libre parcours moyen du Carbone favorise la formation de graphite dégénéré et la précipitation de carbures. Toutefois, la formation des carbures observés dans la SiMo ne semble pas avoir été provoquée par le seul manque de nodules, mais aussi par la présence d'éléments d'alliages favorisant leur stabilité.

En ce qui concerne le rôle de leur microstructure sur le comportement mécanique de ces fontes, on sait par la bibliographie que la taille des nodules n'a aucune influence [TI-PFGN]. Par contre, les carbures présents dans la SiMo vont entraîner une fragilisation du matériau. Ce sont aussi eux qui vont lui donner de bonnes caractéristiques mécaniques à chaud.

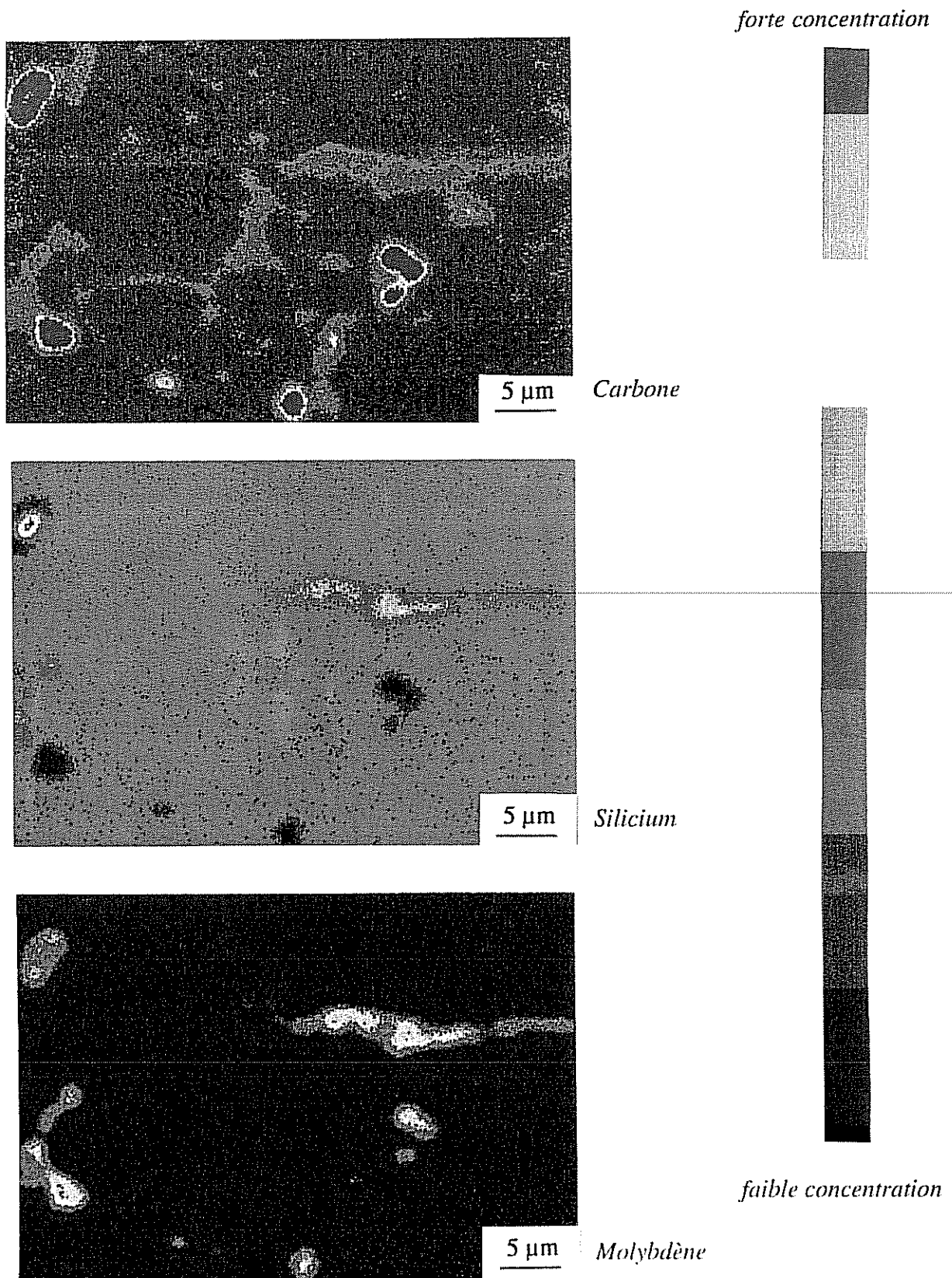


fig. II.3 - Nature des carbures présents dans la fonte SiMo (imagerie X)

II.2 - VIEILLISSEMENT ISOTHERME

Les deux matériaux ont été présentés à l'état brut de coulée. Il faut maintenant s'attacher à caractériser leurs évolutions microstructurales lorsqu'ils vont être portés à haute température. Dans un premier temps, on se limite aux conséquences d'une exposition à température constante. Les températures d'essais ont délibérément été choisies très élevées (supérieures à 800 °C), car hormis l'oxydation, les autres modes de vieillissement auraient été inexistant ou peu actifs à une température plus basse. De plus, le collecteur endommagé observé lors des expertises est le seul qui ait subi des sollicitations thermiques aussi importantes. Il est donc naturel de lier la dégradation aux températures élevées. On s'intéressera évidemment aux trois aspects du vieillissement qui ont été mis en évidence précédemment ; oxydation, décarburation et tranformation de phases, en étudiant l'influence de cette dernière sur les deux autres.

En premier lieu, avant même d'étudier l'oxydation ou la décarburation, une expérience de dilatométrie va permettre de connaître les températures de transformation des deux matériaux. On pourra ainsi apprécier oxydation et décarburation en fonction des phases en présence. Les résultats de ces essais sont reportés sur la figure II.4.

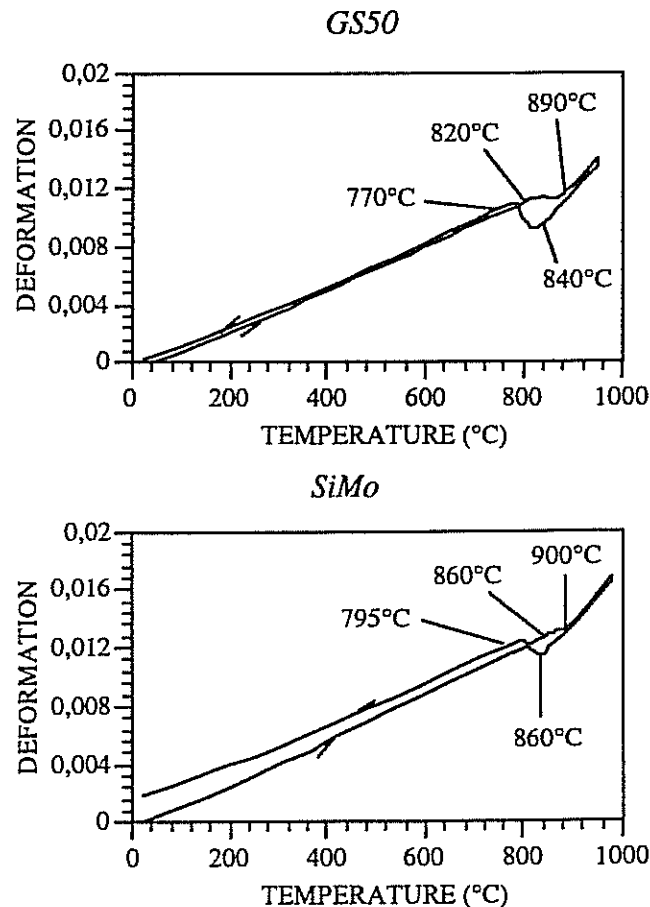


fig. II.4 - Courbes de dilatométrie sur GS50 et SiMo

Si on s'intéresse tout d'abord aux températures de transformation, on remarque que le point Ac_1 de la SiMo est repoussé de 40 °C par rapport à la GS50. Par contre, les autres points de transformation, Ac_3 , Ar_3 et Ar_1 ne sont pas repoussés avec une telle amplitude. L'apport de Silicium dans la fonte SiMo ne produit pas une simple translation du domaine de transformation allotropique. Celle-ci s'accompagne aussi d'une contraction de ce domaine lors du chauffage. De ce fait, l'écart entre les températures Ac_3 de la fonte SiMo et de la GS50 ne dépasse pas 10 °C. Lors du refroidissement, on peut considérer qu'il y a simple translation du domaine de transformation puisque les écarts de Ar_3 et Ar_1 entre les deux nuances sont tous deux égaux à 25 °C environ, écart sensiblement plus faible que celui auquel on aurait pu s'attendre en lisant la bibliographie.

A part la mise en évidence des températures de transformation, l'autre intérêt des expériences de dilatométrie est la détermination des coefficients de dilatation. Dans le domaine ferritique, la dilatation moyenne de la fonte SiMo est légèrement supérieure à celle de la fonte GS50 (respectivement $15.10^{-6} K^{-1}$ et $14.10^{-6} K^{-1}$), tandis que dans le domaine austénitique, les coefficients sont identiques pour les deux nuances ($39.10^{-6} K^{-1}$). Une analyse plus précise des coefficients de dilatation sera effectuée dans la partie traitant du comportement thermomécanique. Pour le moment, on ne s'intéresse qu'à leur ordre de grandeur et on peut déjà présager l'importance des contraintes thermomécaniques qui peuvent apparaître dans un collecteur dont une partie seulement subit une transformation allotropique.

Les températures de transformation étant connues, on pourra maintenant évaluer leur influence sur les différents mécanismes de vieillissement des matériaux.

Afin de commencer l'étude des évolutions microstructurales lors d'essais de vieillissement isotherme, observons d'abord l'allure de deux échantillons, l'un de GS50, l'autre de SiMo, trempés à l'air après avoir été exposés pendant deux jours sous air à la température de 870 °C, température située entre Ac_1 et Ac_3 pour les deux matériaux. Les microstructures des échantillons sont représentées sur la figure II.5.

Ces micrographies montrent la présence simultanée des trois effets du vieillissement déjà rencontrés lors des expertises :

- oxydation, aisément visible
- décarburation, mise en évidence par l'absence de nodules de graphite en périphérie, laissant la place à une importante porosité dans la matrice ferritique, donc exempt de Carbone.
- transformation de phases, révélée par la présence dans la matrice de deux phases, l'une ferritique, l'autre contenant du Carbone (perlitique pour la GS50, martensitique ou bainitique pour la SiMo).

C'est à partir de cette observation que l'étude de chacune de ces évolutions va être effectuée.

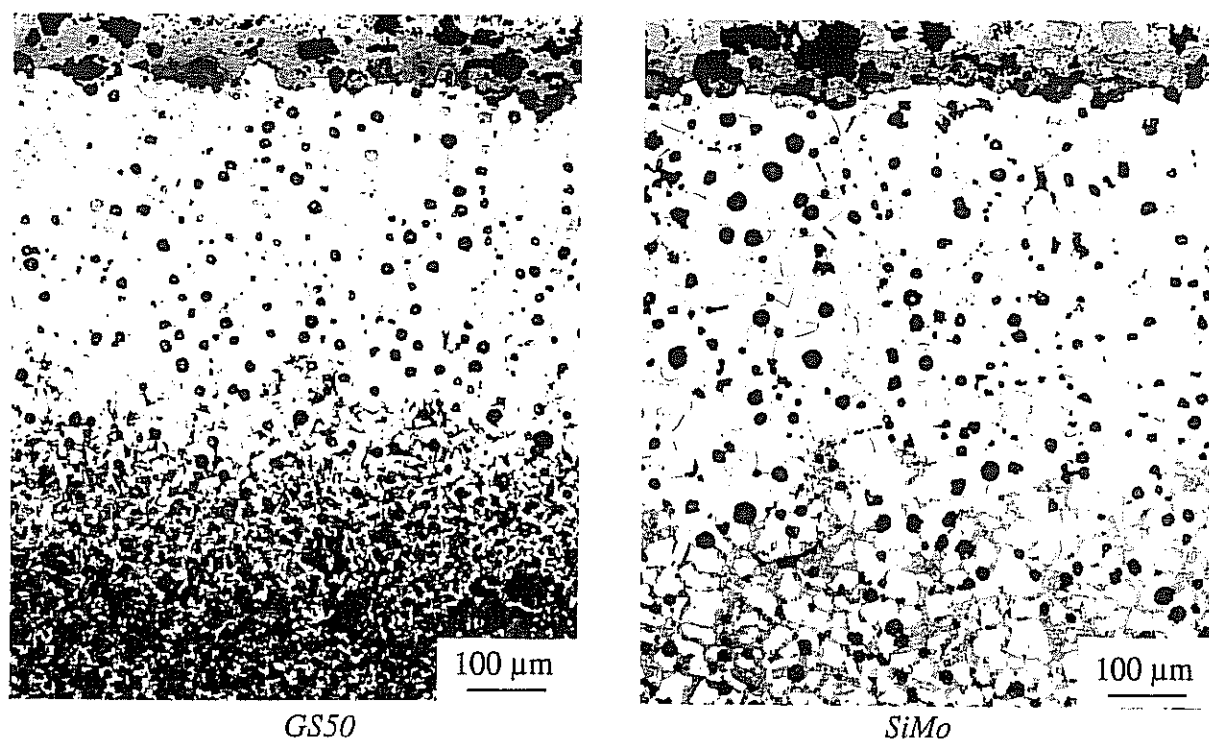
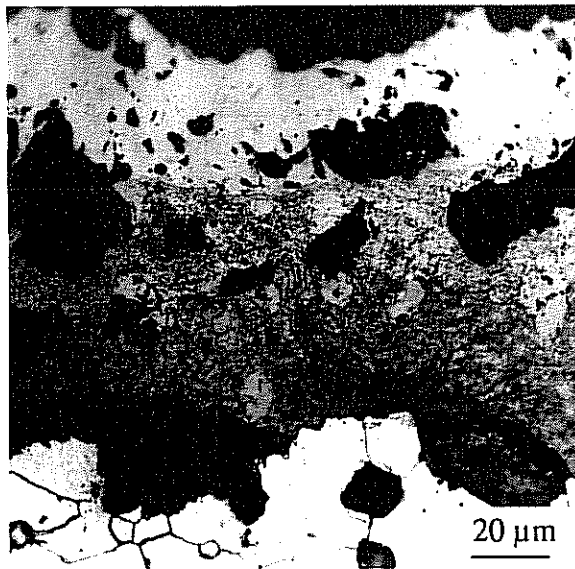


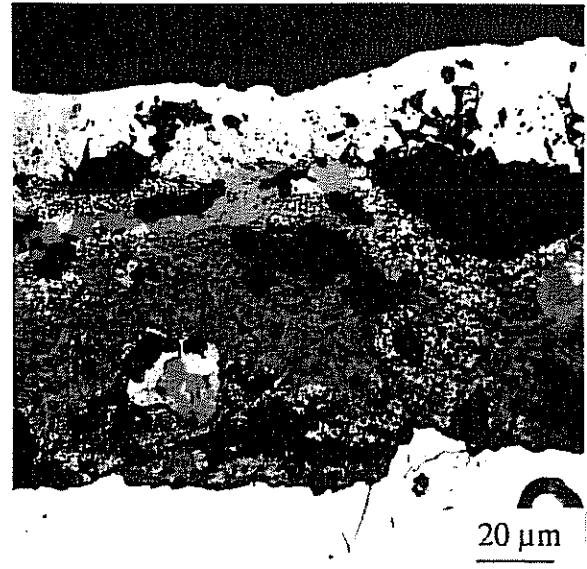
fig. II.5 - Microstructures après 2 jours sous air à 870 °C

II.2.1 - Oxydation

La figure II.6 représente la couche d'oxyde de chacun des échantillons observés précédemment. Il semblerait, à la vue de ces micrographies, que la nature de ces couches d'oxydes soit identique pour les deux nuances. Ces photos révèlent aussi les nombreuses fissures et décohésions qui apparaissent tant dans la couche d'oxydes externe que dans la couche d'oxydes internes. Ceci rend compte de leur extrême fragilité car les échantillons n'ont été soumis à aucune contraintes particulières, hormis celles induites par la trempe ou la croissance des oxydes. On observe de plus que l'oxyde interne n'est pas de composition homogène mais formé de deux phases, l'une d'entre elles étant sous la forme d'un réseau ramifié. Une image X réalisée par microsonde sur un échantillon de collecteur montre que cette dernière phase est très riche en Silicium (fayalite). On voit aussi sur cette image que des ramifications peuvent se former dans la partie saine du matériau (fig II.7). Un tel phénomène, qu'on pourrait assimiler à une oxydation interne, n'a pu être reproduit que sur un échantillon de GS50 exposé plusieurs jours à la température de 900 °C. Il apparaît principalement lorsqu'il y a décollement de la couche d'oxydes (fig. II.8). Cette figure montre de plus la formation d'une couche de fayalite massive apparemment très adhérente. C'est la seule fois que ce composé a été observé à l'état massif, tant sur la GS50 que sur la SiMo. Dans ce cas, on n'observe pas de ramifications identiques à celles de la figure II.7.



GS50

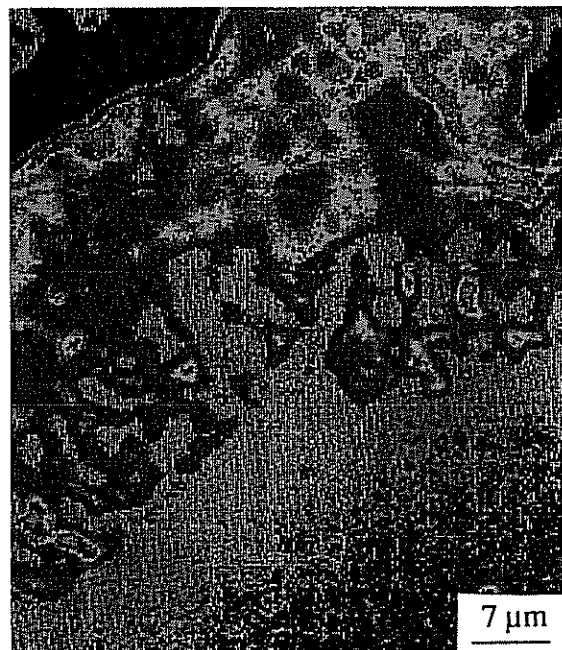


SiMo

fig. II.6 - Couches d'oxydes formées après deux jours de vieillissement à 870 °C



Oxygène



Silicium

fig II.7 - Ramifications d'oxyde riche en Silicium (imagerie X)

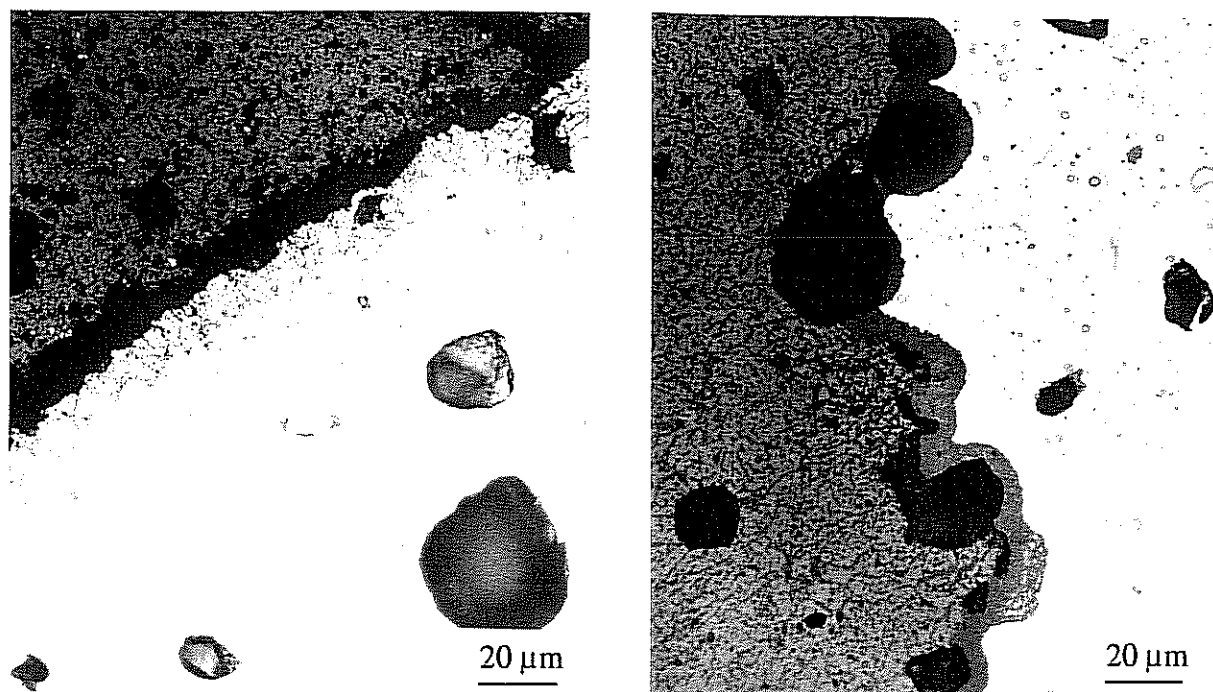


fig II.8 - Echantillon vieilli 35 jours à 900 °C. A gauche, il y a décollement de la couche d'oxydes et formation d'oxydes identiques à ceux de la figure II.7. A droite, la couche de fayalite massive a assuré une adhérence suffisante.

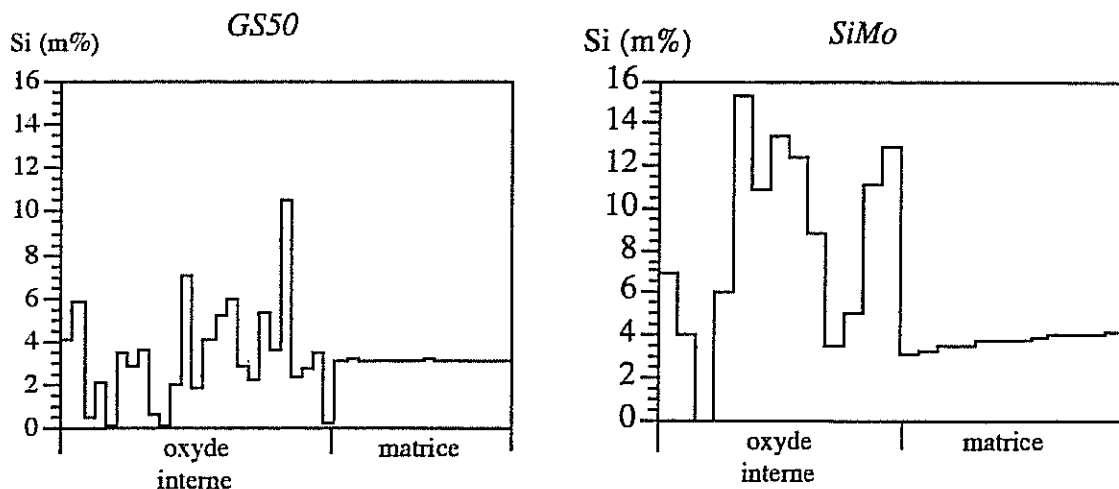
Si les couches d'oxydes de la GS50 et de la SiMo semblent identiques lors d'une observation microscopique, ce fait n'a pas été montré par l'analyse quantitative effectuée à la microsonde sur des échantillons vieillis à 850 °C. Les mesures de concentrations atomiques effectuées en différents points des couches d'oxydes internes et externes pour la GS50, interne seulement pour la SiMo, montrent que les oxydes internes sont différents pour les deux matériaux. Quatre différentes compositions d'oxydes ont été référencées, ces compositions n'apparaissant pas avec la même fréquence dans la GS50 et dans la SiMo. Les résultats sont reportés dans le tableau suivant :

		GS50	SiMo
oxyde externe	40 % Fe	10 mesures	
	60 % O	sur 10	
oxyde interne	40 % Fe	9 mesures	1 mesure
	60 % O	sur 21	sur 14
	35 % Fe	11 mesures	5 mesures
	60 % O	sur 21	sur 14
	5 % Si		
	28 % Fe	1 mesure	8 mesures
	58 % O	sur 21	sur 14
	14 % Si		

On aura évidemment remarqué que la composition 40 % Fe, 60 % O, déterminée à 2 % près, correspond à l'oxyde Fe_2O_3 . Quant à la composition 28 % Fe, 58 % O, 14 % Si, elle correspond à Fe_2SiO_4 . La composition intermédiaire 35 % Fe, 60 % O, 5 % Si pourrait être celle d'une phase moins riche en Silicium. Plus probablement, elle pourrait aussi être une moyenne des deux compositions précédentes, la zone de mesure d'une surface de $1\ \mu\text{m}^2$ pouvant être occupée par les deux phases simultanément. Si c'est le cas, on peut alors dire que la fayalite compose 70 % de l'oxyde interne de la SiMo et à peine plus de 20 % de l'oxyde interne de la GS50.

Ces mesures confirment les données trouvées dans la bibliographie concernant le rôle du Silicium dans le processus d'oxydation des fontes. Si l'oxyde interne de la GS50 contient de la fayalite, celui de la SiMo en contient en quantité beaucoup plus importante. Par contre, d'après les micrographies, cet oxyde interne, à moins d'être massif comme sur la figure II.8., ne semble pas avoir une adhérence suffisante pour former une barrière à la pénétration de l'Oxygène et donner à la SiMo une meilleure résistance à l'oxydation.

Une petite remarque concernant l'oxydation interne : on a pu constater la présence importante de la fayalite dans l'oxyde interne de la fonte SiMo. Il semble que la concentration moyenne en Silicium de cet oxyde soit si élevée que la quantité de Silicium qui se trouvait à l'origine dans le matériau ne soit pas suffisante pour assurer la formation d'une telle proportion de fayalite. Cette hypothèse est avancée par l'étude du profil de concentration en Silicium au voisinage de la couche d'oxydes (fig. II.9). On voit une baisse de la teneur en Silicium à l'interface oxyde-matrice dans le profil de la SiMo. Cette baisse n'est pas observable dans le profil de la GS50 dont l'oxyde est beaucoup moins riche en Silicium.



*fig. II.9 - Profils de concentration en Silicium
au voisinage de la couche d'oxydes*

Afin de déterminer les bienfaits de la fayalite sur le comportement à l'oxydation des fontes, il suffit de comparer les cinétiques d'oxydation des deux matériaux. Dans un premier temps, on a pensé reproduire les essais relatés dans la bibliographie en traçant des courbes temps-prise de masse rapportée à la surface pour différentes températures. Cette méthode a été abandonnée dès les premières mesures après enregistrement de prises de masse négatives, en raison de la décarburation couplée à l'oxydation. Il a donc été jugé préférable de recourir à la mesure de l'épaisseur de la couche d'oxydes sur les coupes polies des échantillons.

Cette méthode de mesure sur coupe polie, bien qu'étant rendue fastidieuse par le polissage, a néanmoins l'avantage de permettre non seulement la mesure de l'épaisseur des couches d'oxydes, mais aussi de la profondeur de décarburation qui sera étudiée plus loin. Sachant que la couche d'oxydes interne est deux fois plus épaisse que la couche d'oxyde externe et en postulant que l'interface entre les deux couches d'oxydes correspond approximativement à la surface initiale de l'échantillon, on peut déduire que la profondeur de matériau affectée par l'oxydation est approximativement égale aux 2/3 de l'épaisseur d'oxydes mesurée.

Ces essais ont été effectués à des températures élevées : 800, 850, 870 et 890 °C. Pour les deux nuances de fonte, on balayera alors un domaine de températures dans lequel la matrice est soit ferritique, soit complètement ou en grande partie austénitique (*fig. II.10*). Les épaisseurs d'oxydes sont reportées en fonction de la racine carrée du temps, l'oxydation progressant selon les lois de diffusion de Fick. L'évolution de l'épaisseur d'oxydes peut alors s'écrire simplement sous la forme :

$$e_{ox} = K_{ox} \cdot \sqrt{t}$$

où e_{ox} est l'épaisseur d'oxydes (en mm), t le temps d'oxydation (en h) et K_{ox} une constante de vitesse variant avec la température.

A la vue de ces résultats, on remarquera que si la cinétique d'oxydation de la SiMo est plus faible que celle de la GS50, la différence n'est pas aussi importante que ne le laisse entendre la bibliographie. La résistance à l'oxydation de la SiMo devait être obtenue par une bonne adhérence de la fayalite rendant plus difficile la pénétration de l'oxygène. Or, cette adhérence exceptionnelle n'a pas été observée sur les micrographies, il est donc logique que les cinétiques soient équivalentes. Il en aurait été certainement autrement si la fonte SiMo avait été protégée par une pellicule de fayalite massive identique à celle de la figure II.8. D'autre part, si on trace l'évolution de la pente des droites en fonction de la température, on n'observe pas de perturbation particulière au passage des points de transformation allotropique (*fig. II.11*). Ceci sera expliqué de manière évidente lors de l'étude du matériau décarburé.

Des essais effectués à température plus basse (environ 700 °C) montrent que ce domaine semble plus favorable à l'apparition de fayalite massive, ce qui expliquerait l'absence de desquamation des collecteurs en SiMo sur les véhicules en service.

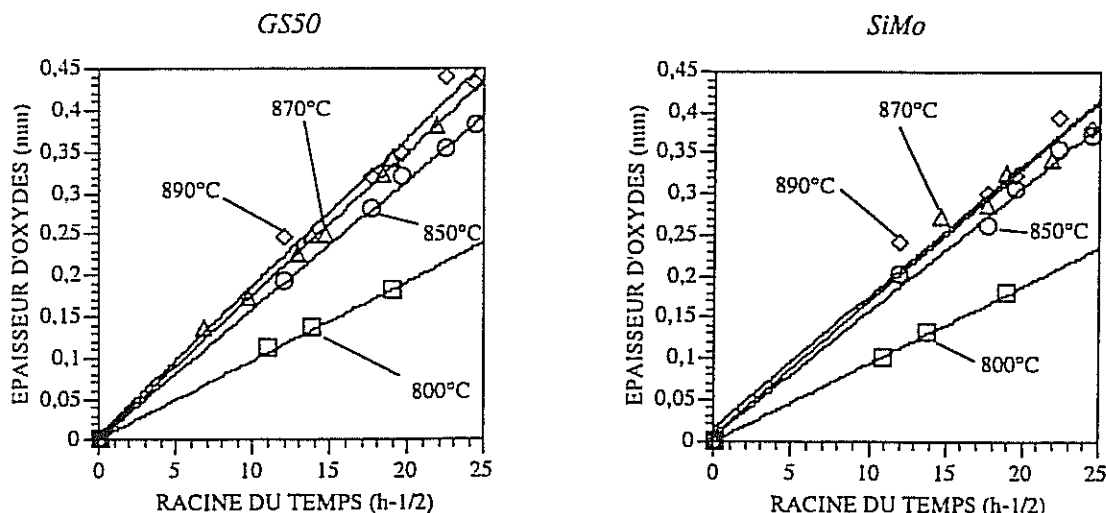


fig. II.10 - Evolutions avec le temps des épaisseurs d'oxydes pour différentes températures

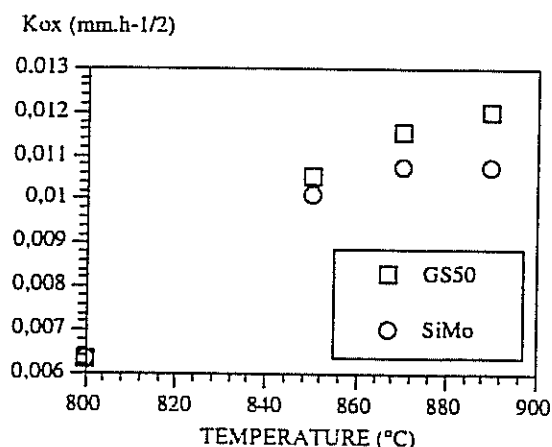


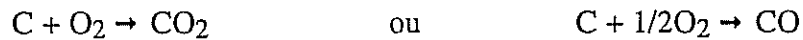
fig. II.11 - Evolution de la cinétique d'oxydation avec la température

II.2.2 - Décarburation

La décarburation des fontes est un procédé très utilisé industriellement. Le convertisseur Bessemer permet de produire de l'acier par décarburation de fontes à très hautes températures. Il est de plus connu depuis très longtemps puisque les Chinois réalisaient des lames en acier par décarburation 2000 ans avant notre ère. Il ne s'agit donc pas d'un phénomène nouveau ou confidentiel. Il fait pourtant encore l'objet d'un certain nombre d'études, portant principalement sur la décarburation des aciers, car il a le désagrément de provoquer localement des baisses de dureté nuisibles à la tenue de pièces (vis d'assemblage,

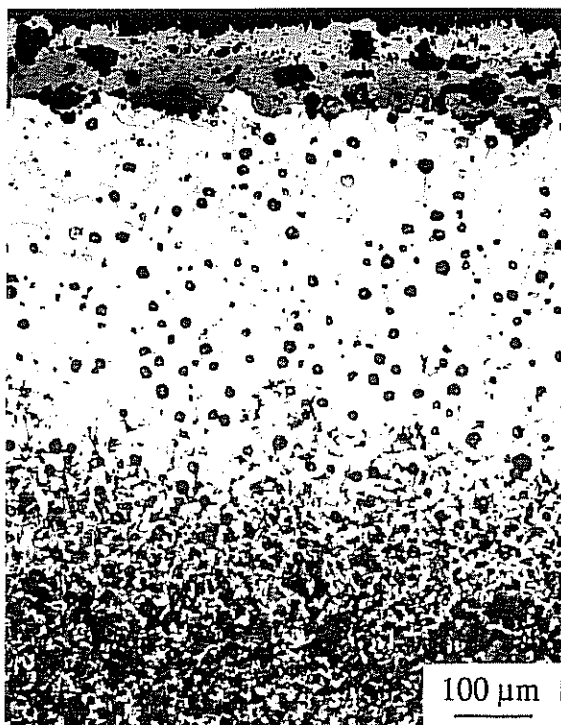
par exemple [Sachs, 1970]). La décarburation est de plus pratiquée pour éliminer le Carbone lorsqu'on veut souder deux pièces en fonte.

La décarburation est due à la diffusion du Carbone présent dans le matériau vers la surface pour y être brûlé suivant les équations classiques :

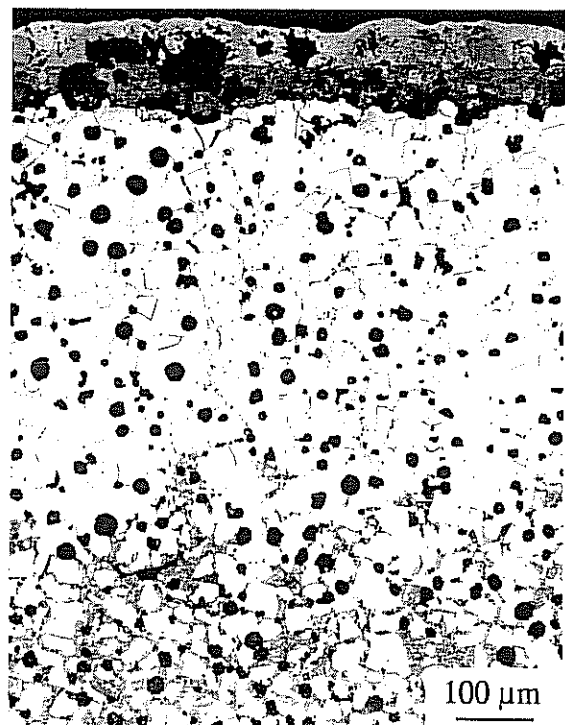


En fait, la réaction se déroulant sous air, et compte tenu de la couche d'oxydes qui se forme en surface, elle ne se fait pas directement mais par réactions d'oxydo-réduction entre le Carbone qui diffuse dans la matrice, les oxydes Fe_2SiO_4 et Fe_2O_3 , l'Oxygène de l'air, ou même l'eau présente dans les gaz d'échappement puisqu'on a pu voir lors des expertises que la face interne des branches de collecteurs était aussi soumise à la décarburation.

Dans les fontes à graphite sphéroïdal, la décarburation est mise en évidence, tant dans la GS50 que dans la SiMo, par la disparition des nodules de graphite à la périphérie de l'échantillon. De plus, si l'échantillon a été porté à une température supérieure à Ac_1 , puis trempé de telle sorte qu'on puisse révéler la présence d'austénite à haute température (par formation de perlite, de bainite ou de martensite), on peut remarquer que la périphérie de l'échantillon présente une matrice ferritique, ce qui confirme la décarburation puisque le Carbone n'est présent ni dans la matrice, ni dans les nodules (*fig II.12*).



GS50



SiMo

fig. II.12 - Fontes GS50 et SiMo décarburées à 870 °C

En ce qui concerne la disparition des nodules, deux modes de décarburation ont été observés :

- Les nodules ont disparu et ont laissé à leur place des porosités de même taille (*fig. II.13*). Ce mode de décarburation est le plus courant. Les nodules ne disparaissent pas complètement mais leur taille se réduit jusqu'à ce qu'ils ne soient plus adhérents avec la matrice. Dans ce cas, ils ne peuvent plus faire office de source de Carbone. Le reste du nodule n'ayant plus de cohésion avec la matrice est arraché lors du polissage (*fig. II.14*). Cette décarburation s'accompagne en général d'une croissance de grains. La figure *II.15* montre deux échantillons de fonte GS50 avant et après décarburation à 900°C. Par contre, la taille des nodules et des porosités sont équivalentes (10 à 20 μm de diamètre). La croissance de grains observée n'est peut-être pas due uniquement à la décarburation. Il est possible que la transformation de phases survenue à cette température élevée y ait aussi contribué. Ce mode de décarburation est qualifié de "décarburation poreuse".

- Les nodules ont disparu mais les porosités semblent avoir été rebouchées par la matrice au fur et à mesure que la taille des nodules diminuait, ce qui est intéressant puisqu'on est alors en présence d'un matériau entièrement ferritique et dépourvu de porosité (*fig II.16*). On peut y trouver toutefois la trace des anciens nodules qualifiée alors de "fantôme de nodule" (*fig II.17*). Cette fonte décarburee pourrait avoir de meilleures caractéristiques mécaniques que le matériau décarbure poreux, notamment un module d'Young plus élevé. Le problème vient du fait que ce phénomène est assez peu maîtrisé et ne peut être reproduit à volonté. On sait qu'il ne se produit pas, ou très peu, lorsque le l'échantillon a été décarbure à une température supérieure à A_{c3} . Par contre, il peut apparaître sur un échantillon décarbure en dessous de A_{c1} . Il n'a alors pas la transformation de phases pour moteur. L'observation de fontes GS50 ou SiMo brutes de coulée montre parfois la présence de zones dans lesquelles les nodules sont présents en moins grande quantité. Peut-être, ces endroits sont-ils prédisposés à ce mode de décarburation ? Celle-ci n'apparaît pourtant pas systématiquement au voisinage de ces zones. L'analyse de la composition de la matrice à la microsonde n'a pas révélé localement la présence d'un élément qui pourrait faciliter le rebouchage des porosités. Pour le moment, le mystère reste entier, ce qui rend le phénomène d'autant plus amusant. Cette forme de décarburation est appelée "décarburation non poreuse".

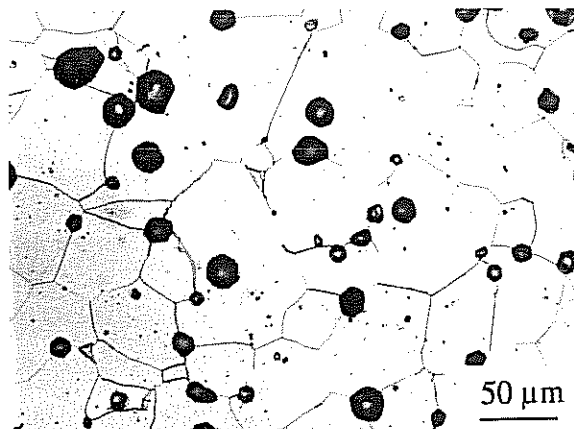
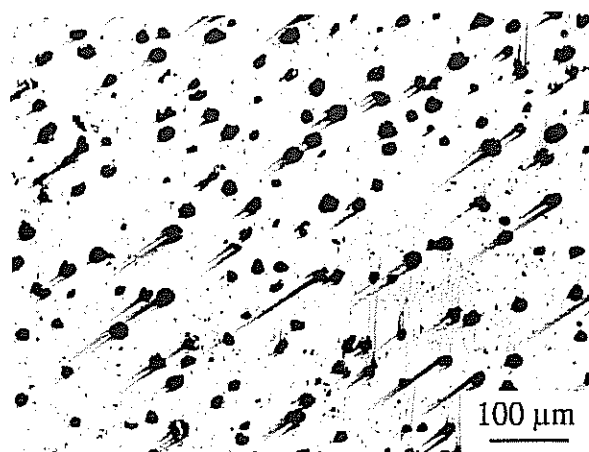
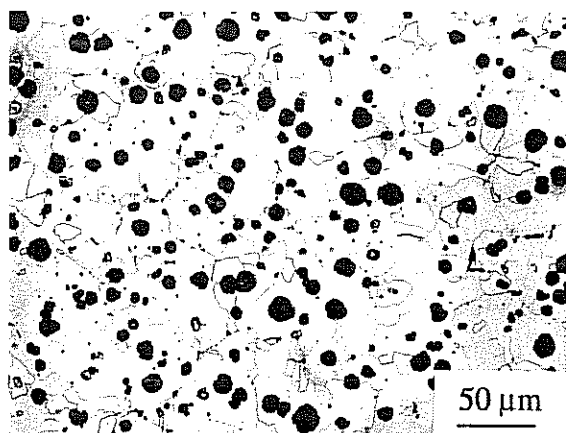


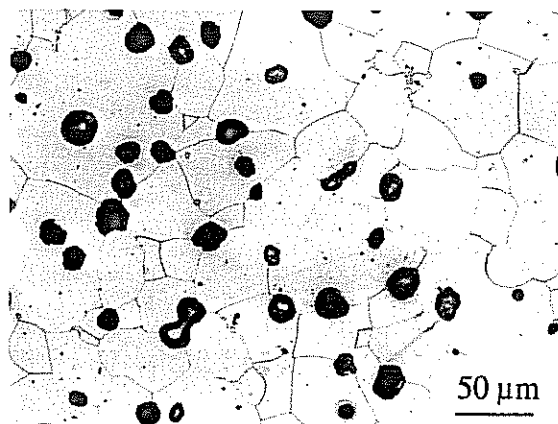
fig II.13 - Exemple de décarburation poreuse



*fig II.14 - Rayures causées par les nodules arrachés
au polissage sur un échantillon décarburé*



avant



après

*fig II.15 - Croissance de grain dans la GS50 lors d'un
traitement de décarburation à 900 °C*

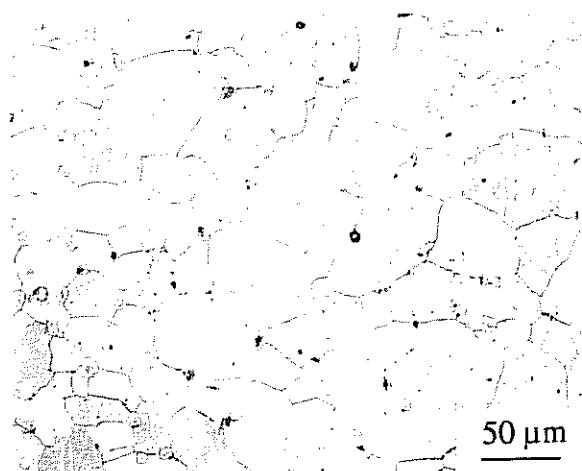


fig. II.16 - Exemple de décarburation non poreuse

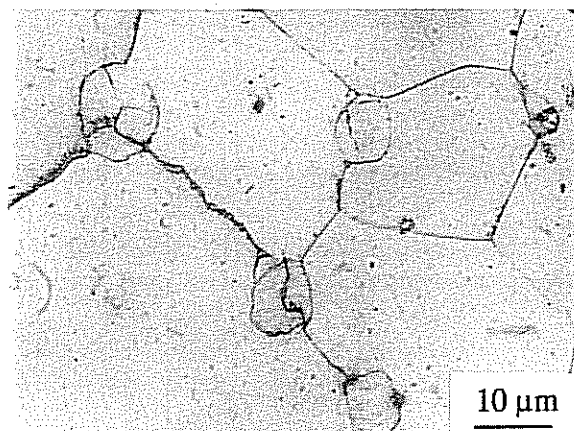


fig. II.17 - Fantômes de nodule

Dans le cas de la SiMo, on avait observé la présence dans les joints de grains de carbures de Molybdène très stables à haute température (*fig. II.19*). La formation de ces carbures était accompagnée par la précipitation d'autres phases composées de Molybdène, suffisamment stables pour ne pas être décomposées et résister un traitement de six jours à 855 °C (*fig. II.18*). Cette stabilité n'est tout de même pas sans limite et on ne trouve plus, dans la partie décarburee d'échantillons traités plus longtemps ou à plus haute température, que les carbures de Molybdène présents dans les joints de grains, ce qui peut éventuellement fragiliser le matériau décarbure (*fig. II.19*).



fig. II.18 - Précipités ayant résisté à un traitement de 6 jours à 855 °C

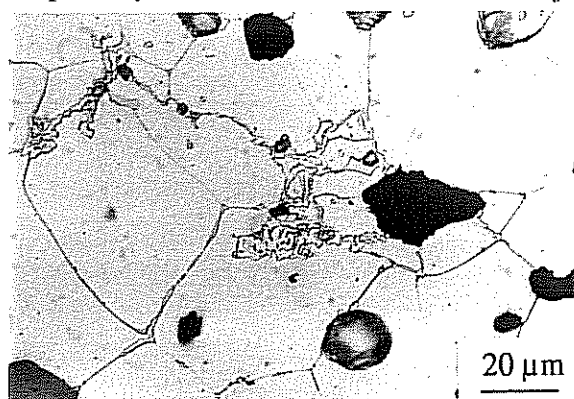


fig. II.19 - Il ne reste rien de ces précipités après 10 jours à 870 °C

La cinétique de décarburation de chacune des deux nuances de fonte a été étudiée parallèlement à l'oxydation, sur les mêmes coupes polies. Les températures d'étude sont donc les mêmes, c'est-à-dire 800, 850, 870 et 890 °C. La profondeur de décarburation a été mesurée à l'aide d'un microscope entre l'interface oxyde-matrice et la partie de l'échantillon ayant conservé ses nodules de graphite. On peut noter à ce propos qu'autour de cette partie non décarburee peut subsister une couronne d'environ 100 µm d'épaisseur dans laquelle les nodules sont absents, mais dont la matrice contient encore du Carbone, celui-ci étant présent sous forme de perlite ou de martensite. La proportion de Carbone va décroissant à mesure qu'on s'approche de l'extérieur de la couronne, formant ainsi une sorte de profil de diffusion. D'autre part, afin de déterminer exactement l'épaisseur de matériau affecté par la décarburation, on devrait, en toute rigueur, ajouter l'épaisseur de la couche d'oxyde interne aux mesures brutes données ici. En ne tenant compte que de ces dernières, l'erreur sur la profondeur de décarburation ne dépasse pas 10 %.

Les résultats de ces mesures sont reportés sur les graphes de la figure II.20. La décarburation étant un phénomène de diffusion régi par des lois fickiennes, la profondeur de décarburation a été portée en fonction de la racine carrée du temps afin d'obtenir des droites dont les pentes sont reportées sur la figure II.21. On peut décrire la cinétique de décarburation par la loi :

$$e_{\text{déc}} = K_{\text{déc}} \cdot \sqrt{t}$$

où $e_{\text{déc}}$ est la profondeur de matériau décarbure, t le temps d'exposition et $K_{\text{déc}}$ un coefficient variant avec la température.

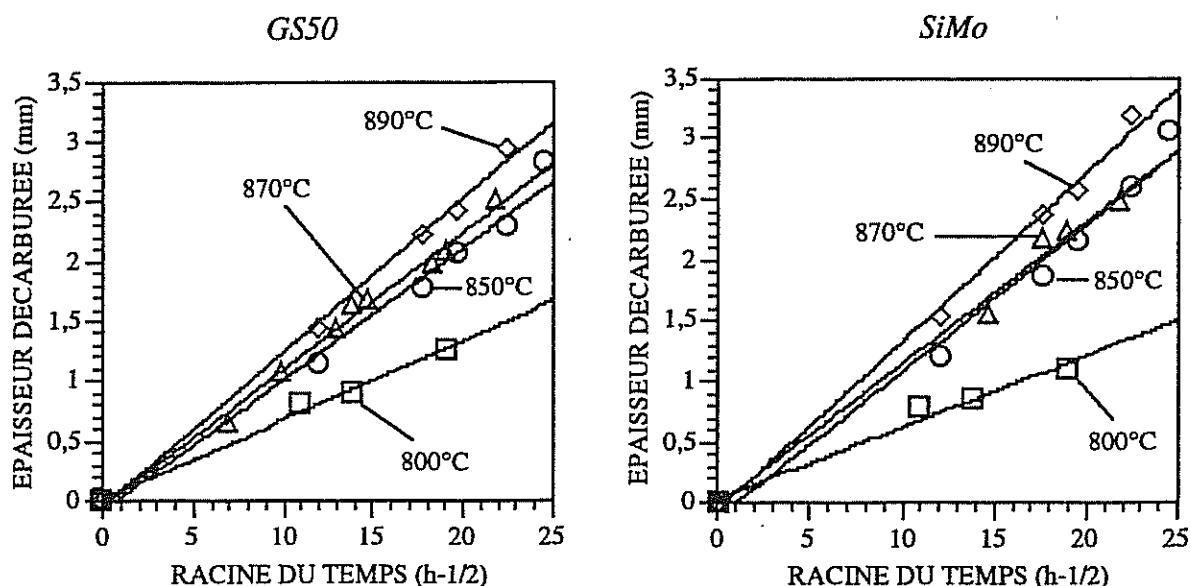


fig. II.20 - Evolution avec le temps de la profondeur de matériau décarbure pour différentes températures

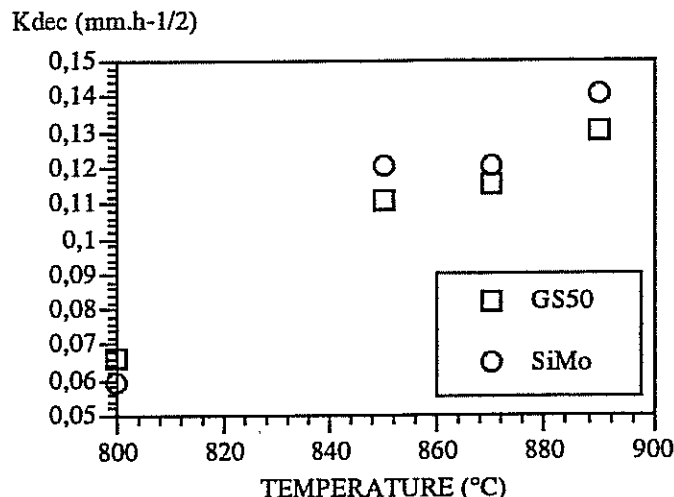


fig. II.21 - Evolution de la cinétique de décarburation avec la température

Quelques remarques sont à formuler à la vue de ces résultats. Tout d'abord, les cinétiques de décarburation de la SiMo et de la GS50 sont très voisines, celle de la SiMo étant légèrement supérieure. Ensuite, on ne rencontre pas de perturbation de ces cinétiques lorsqu'on passe le domaine de transformation allotropique. De plus, il a été remarqué que le mode de décarburation (poreuse ou non poreuse) n'a pas d'influence sur la cinétique.

Le fait de trouver une cinétique supérieure dans la SiMo est en conformité avec ce qu'énonce Birks dans [Birks, 1970]. Le Carbone doit diffuser non seulement dans la ferrite mais aussi à travers la couche d'oxydes. Celle-ci étant moins épaisse pour la SiMo que pour la GS50, il est possible qu'elle offre une moindre résistance à l'oxydation. Par contre, dans cet article, Birks affirme que la décarburation est beaucoup plus rapide dans le domaine austénitique que dans le domaine ferritique en raison de la capacité de l'austénite à dissoudre du Carbone. Or, ce fait n'apparaît pas dans nos résultats où la cinétique suit une augmentation régulière avec la température sans être accélérée par la transformation de phases. Plusieurs arguments permettent d'expliquer ces résultats.

La décarburation est un phénomène diffusif dont le moteur est la combustion du Carbone à la surface de l'échantillon, mais dont la cinétique est régulée par les vitesses de diffusion du Carbone dans la matrice et dans les couches d'oxydes. Or, ce Carbone provenant de l'interface entre le matériau décarbure et le matériau non décarbure diffuse vers l'extérieur à travers une matrice qui ne peut être que ferritique aux températures auxquelles on travaille. En effet, cette matrice étant déjà décarburee, elle ne peut plus se transformer selon le diagramme Fe-C. Le matériau ne contenant plus de Carbone, on peut considérer, en première approximation, qu'on se trouve en présence d'un système Fe-Si. Dans ce cas, selon le diagramme de phases de la figure II.22, le matériau ne doit pas subir de transformation avant

1500 °C. Ceci est confirmé en partie par des essais de dilatométrie effectués sur des échantillons de GS50 et de SiMo dans lesquels aucune transformation n'a été observée jusqu'à 1200 °C (*fig. II.23*). Les matériaux à travers lesquels diffuse le carbone ne subissant pas de transformation, la cinétique de décarburation ne doit pas y être sensible. Ceci apporte aussi une explication au fait que l'oxydation n'est pas non plus perturbée par la transformation allotropique car quelle que soit la température, le matériau oxydé a une matrice ferritique.

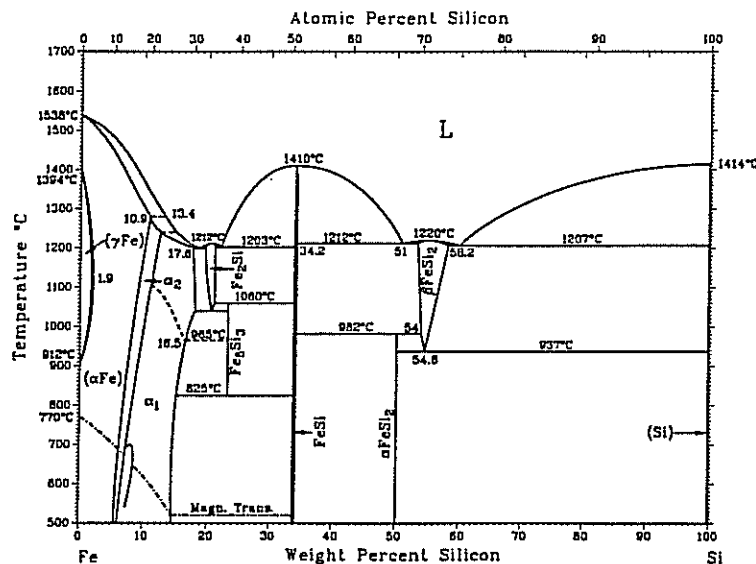


fig. II.22 - Diagramme de phases Fe-Si (d'après [ASM])

De plus, la décarburation doit être plus rapide dans l'austénite que dans la ferrite car si on se réfère à la figure II.24, le coefficient de diffusion du Carbone est beaucoup plus faible dans l'austénite que dans la ferrite. Ceci explique peut-être pourquoi aucune décarburation ne peut être observée dans la fonte austénitique Ni-RESIST [Bastid, 1994].

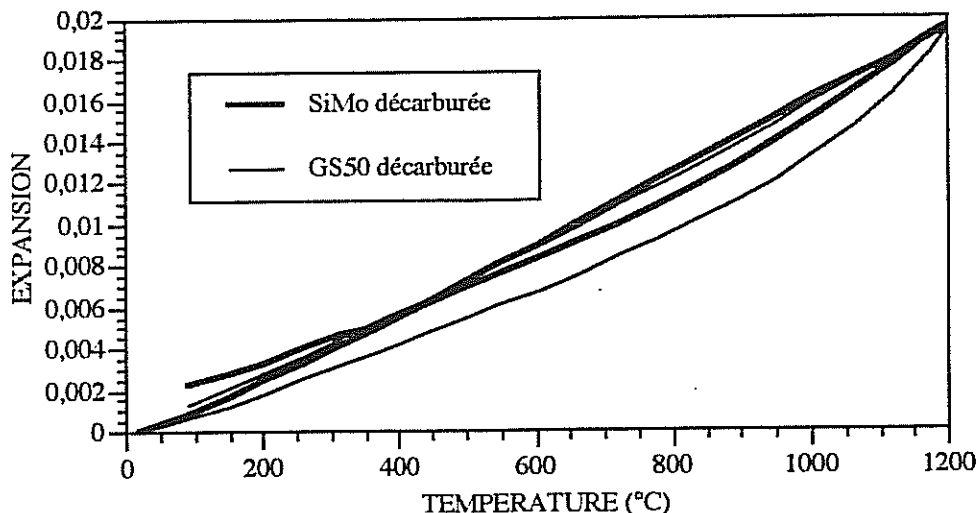
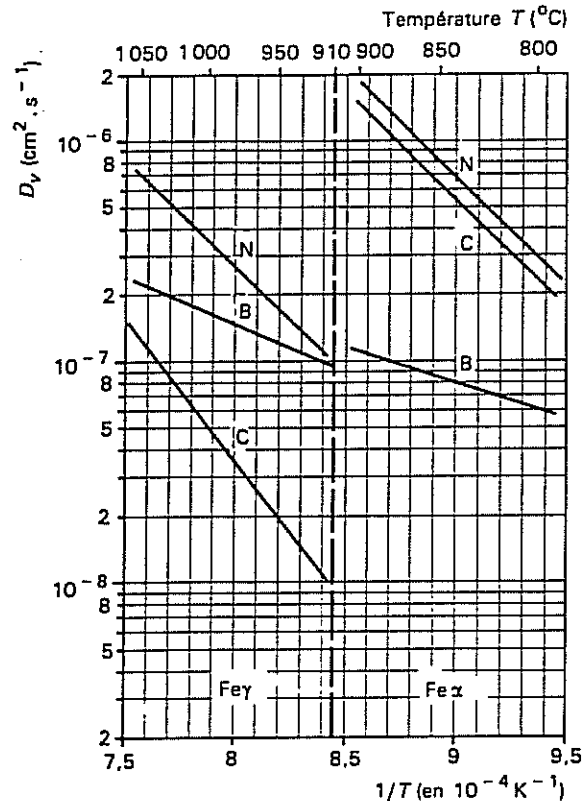


fig IV.23 - Dilatométrie sur GS50 et SiMo décarburées



*fig. II.24 - Diffusion du Carbone (et d'autres interstitiels)
dans l'austénite et la ferrite (d'après [TI-DIF])*

La mise en évidence et l'étude de la décarburation dans les fontes pour collecteurs d'échappement est utile car le matériau décarburé peut avoir un comportement différent du matériau brut de coulée sur les plans physique, mécanique ou thermique. On a déjà vu que la fonte décarburée ne peut pas être l'objet de transformations de phases, ce qui peut entraîner des incompatibilités de déformation à haute température entre fonte décarburée ou non. On verra dans le chapitre portant sur le comportement mécanique les conséquences de l'absence de Carbone dans le matériau. En ce qui concerne la thermique, on sait que le graphite est bon conducteur de chaleur. Pour cette raison, les fontes ont une meilleure conductivité thermique que les aciers.

Des essais de caractérisation thermique effectués sur des fontes brutes de coulée et décarburées ont montré que l'absence de graphite abaissait la conductivité thermique du matériau, cette baisse étant très sensible aux basses températures (*fig. II.25*). En principe, les parties du collecteur ayant subi une décarburation travaillant à haute température, la baisse de conductivité en régime stationnaire doit être suffisamment faible pour ne pas générer une augmentation de cette température. Par contre, à basse température, lors de démarrages, la baisse de conductivité permettrait peut-être d'éviter des pertes de chaleur des gaz d'échappement et de chauffer ainsi plus rapidement les pots catalytiques.

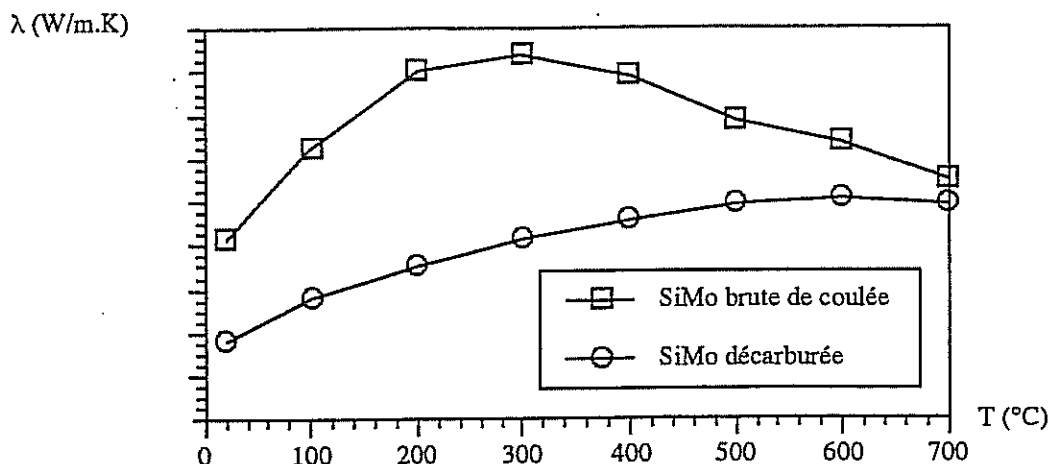


fig. II.25 - Conductivité thermique de la SiMo brute de coulée et décarburée

II.2.3 - Transformation allotropique

Lors des expertises, on avait remarqué qu'il pouvait se produire des transformations de phases sur un collecteur d'échappement (fig. I.20). Si on se réfère à la bibliographie sur les fontes ou sur les collecteurs, il apparaît en règle générale que les transformations allotropiques ne sont pas souhaitées sur des pièces en service. La température maximale d'utilisation d'une fonte correspond d'ailleurs à la température de début de transformation. Comme il se trouve que certains points du collecteur peuvent atteindre des températures supérieures à cette limite, il est préférable d'étudier les transformations que peuvent subir nos deux nuances de fonte.

Intéressons-nous à nouveau aux échantillons de GS50 et SiMo déjà observés au début du chapitre (fig. II.5) et observons précisément les microstructures des parties de ces échantillons n'ayant pas été décarburées (On avait vu que les parties décarburées ne pouvaient pas subir de transformation et restaient ferritiques.). Sur la figure II.26, la présence d'austénite à chaud nous est révélée, après trempe à l'air, par la formation de perlite pour la GS50 et de martensite ou de bainite pour la SiMo. La précipitation de martensite plutôt que de perlite dans la SiMo est due à la présence de Molybdène. En regardant les diagrammes TRC, on s'aperçoit que cet élément repousse le nez de la perlite vers les faibles vitesses de refroidissement (fig. II.27). Pour faire apparaître de la martensite dans la GS50, le refroidissement doit être plus rapide (trempe à l'eau). Dans les deux nuances de fonte, la structure observée peut être divisée en trois phases : graphite, ferrite et phase carbonée issue de l'austénite. A 870 °C, la GS50 est en grande partie austénitique, ce qui est normal puisqu'on est en fin de transformation ($Ac_1 = 820$ °C et $Ac_3 = 890$ °C). Par contre, dans la SiMo, la proportion ferrite-austénite est plus équilibrée ($Ac_1 = 860$ °C et $Ac_3 = 900$ °C).

II - EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES A HAUTE TEMPERATURE

L'observation d'une telle structure à la microsonde peut se révéler intéressante. La figure II.28 présente les images X de la SiMo en Carbone et en Silicium. On voit que les grains de ferrite et d'austénite n'ont pas la même concentration en Carbone, ce qui est logique puisque la ferrite n'en dissout pratiquement pas. On peut aussi voir qu'ils n'ont pas la même teneur en Silicium. La figure II.29 montre le profil de concentration en Silicium et en Carbone dans une telle structure. Le Silicium est présent en quantité plus importante dans les grains de ferrite (environ 4,8 %) que dans les grains d'austénite (environ 3,6 %) alors qu'à l'état brut de coulée, la concentration en Silicium est uniforme dans le matériau. Il se produit une migration simultanée du Carbone et du Silicium de telle sorte que chaque grain ait une composition correspondant à une partie monophasée du diagramme de phases. Ces microstructures observées sur la SiMo sont analogues à celles que l'on pourrait voir sur des échantillons de GS50 exposés à 840°C, le mécanisme de transformation étant le même pour les deux nuances, hormis le domaine de température (fig. II.30).

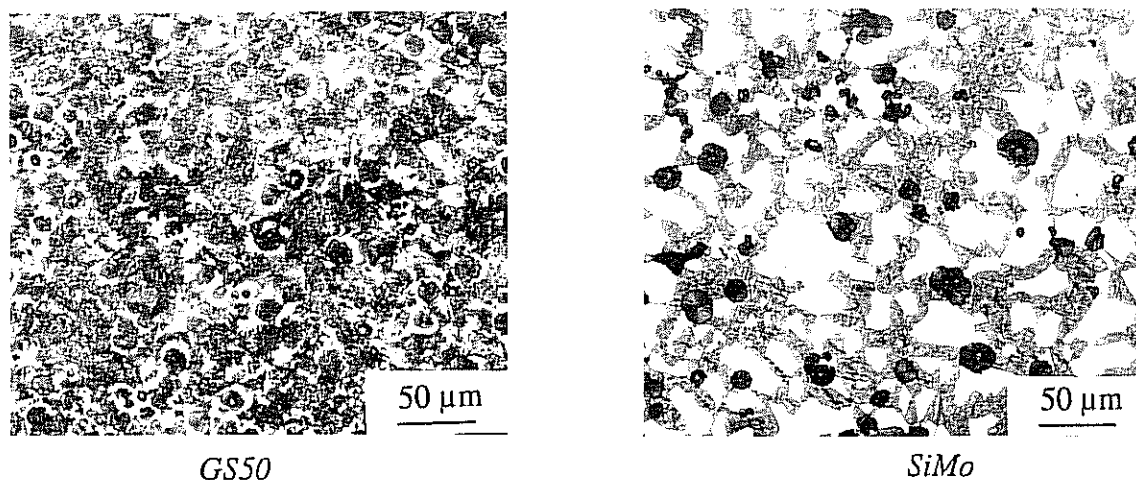


fig. II.26 - Microstructures après 2 jours à 870 °C

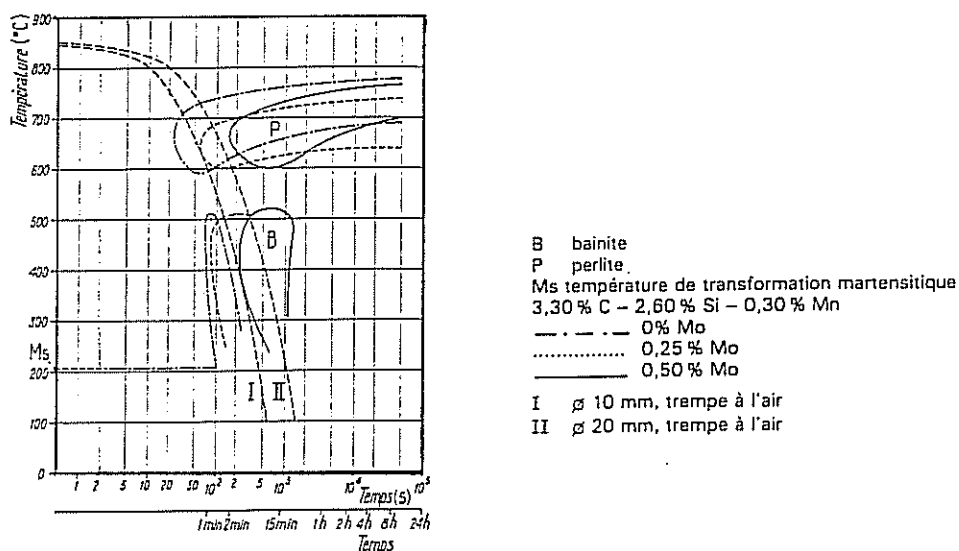
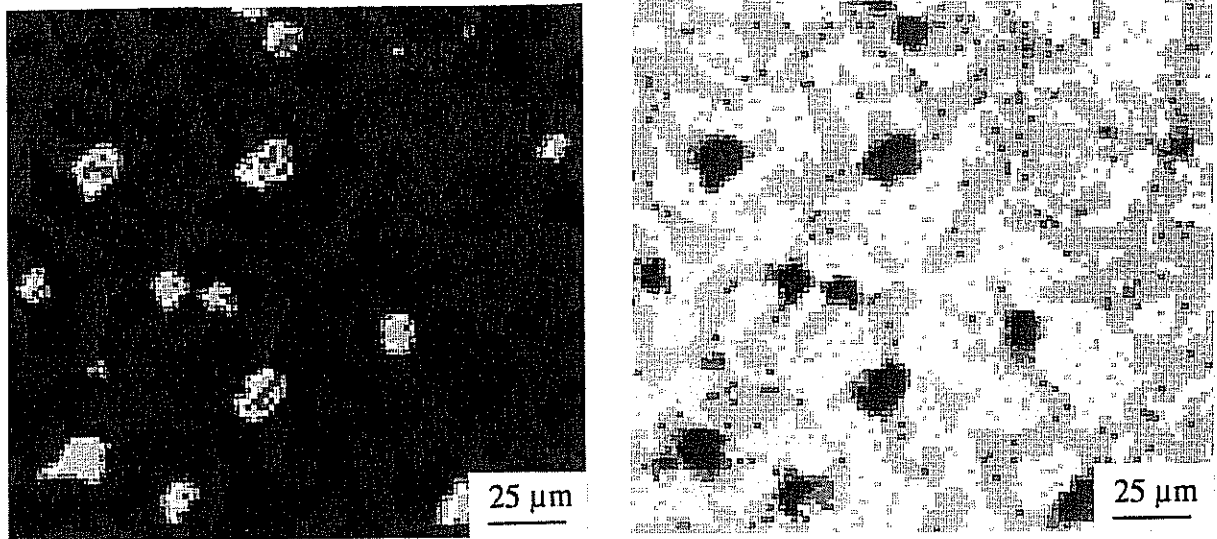


fig. II.27 - Diagrammes TRC d'une fonte GS pour différentes teneurs en Molybdène (d'après [TI-FSA])



Carbone

Silicium

fig II.28 - Concentrations en Carbone et Silicium pour la SiMo après 2 jours à 870°C (imagerie X). Une zone claire indique un enrichissement en l'élément considéré.

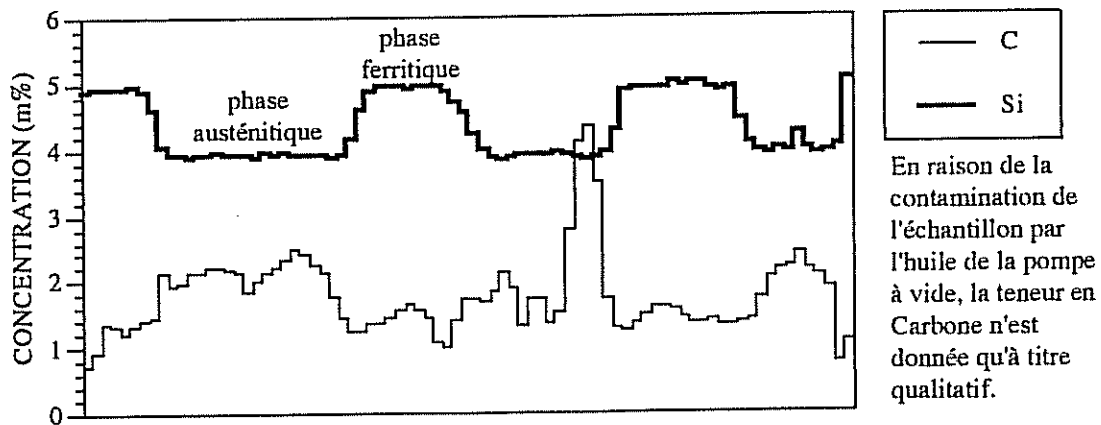


fig. II.29 - Profils de concentration en Carbone et Silicium de la SiMo après 2 jours à 870 °C

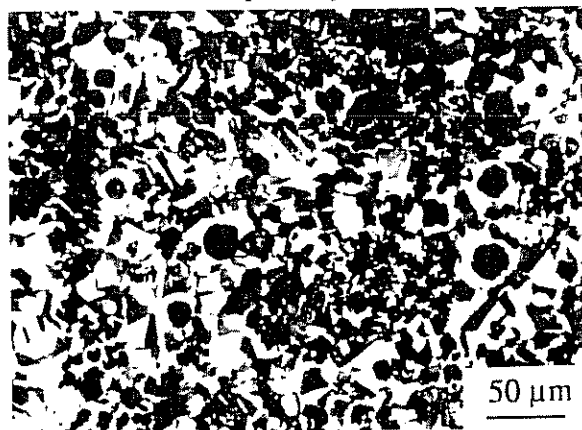


fig. II.30 - GS50 exposée 2 jours à 840 °C

L'observation d'échantillons de SiMo exposés à 870°C, mais pendant un temps plus court (15 mn) permet de voir le début de la transformation (*fig. II.31*). Il semble que celle-ci débute aux abords des joints de grains, la nucléation de nouvelles phases se faisant préférentiellement sur ce type de défauts [f.13]. Si l'échantillon est exposé plus longtemps à cette température, la migration du Carbone et du Silicium va se faire de telle sorte à organiser la microstructure. Les nombreux germes vont être regroupés pour former une structure identique à celle de la figure II.26 . Cette nouvelle structure a l'avantage d'avoir une quantité d'interfaces ferrite-austénite moins importante que la structure obtenue en début de transformation, minimisant ainsi la somme des énergies interfaciales.

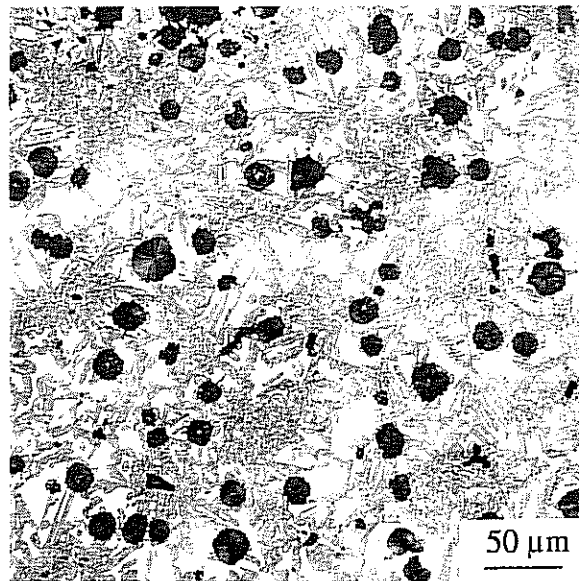


fig II.31 - SiMo exposée 15 mn à 870 °C

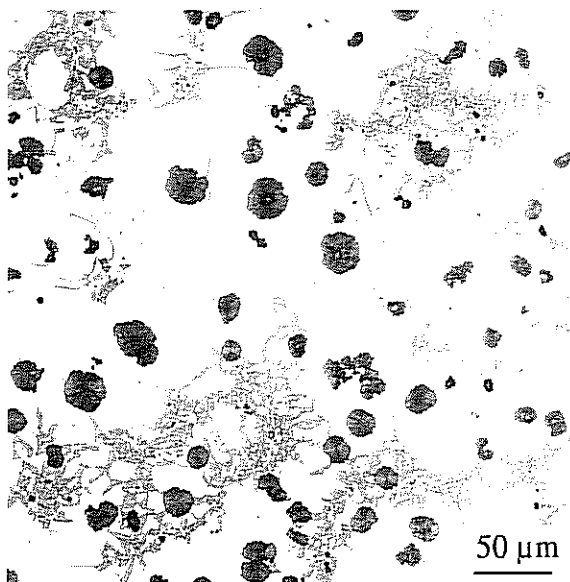


fig. II. 32 - SiMo exposée 1 h à 855 °C

Il est aussi possible d'observer le début de la transformation lorsque le matériau est exposé à une température proche de Ac_1 . La figure II.32 représente la microstructure d'un échantillon de SiMo exposé à 855 °C pendant 30 minutes¹. On peut voir que les germes d'austénite se sont formés autour des carbures observés à l'état brut de coulée. Contrairement à celle obtenue à 870 °C, cette microstructure est stable dans le temps, les énergies interfaciales n'étant pas suffisamment élevées pour entraîner sa modification.

La ségrégation du Silicium dans les grains ferritiques qu'on a pu observer sur des matériaux trempés est tout à fait réversible. Si on porte un échantillon de fonte entre Ac_1 et Ac_3 pendant un temps assez long pour stabiliser la répartition des grains de ferrite et d'austénite et qu'on le laisse refroidir suffisamment lentement pour que l'austénite se transforme en ferrite selon le diagramme Fe-C, la concentration en Silicium de la microstructure obtenue est tout à fait homogène. Il n'y a pas de trace de la répartition en Silicium qui s'était opérée à chaud. Il en est de même lorsque le matériau devient ferritique par décarburation.

Si le matériau est soumis à un cyclage thermique comprenant une transformation allotropique, il aura à subir plusieurs fois le passage à l'état microstructural de la figure II.31. Cet état correspondant à une énergie interne élevée, il est possible qu'il se crée alors des contraintes préjudiciables à la tenue du matériau. C'est ce qui va être vu dans les paragraphes suivants.

II.3 - VIEILLISSEMENT ANISOTHERME

On connaît maintenant les principales évolutions microstructurales qui surviennent dans les fontes à graphite sphéroïdal en régime isotherme. Mais la vie d'un collecteur n'est pas toujours aussi simple puisqu'il subit de nombreuses variations de température. Il est donc judicieux de se préoccuper des évolutions microstructurales en régime anisotherme. Pour cette étude, les échantillons, de forme cylindrique (environ 13 mm de diamètre pour 22 mm de longueur) sont placés sur un support fixé à un vérin pneumatique. Ce vérin permet d'introduire l'échantillon dans un four maintenu à température constante et de le retirer afin qu'il puisse refroidir jusqu'à température ambiante. Le temps de maintien dans le four et le temps de refroidissement sont choisis par l'utilisateur.

Afin d'avoir un bref aperçu des effets du cyclage thermique sur les fontes, observons déjà l'allure et la microstructure de trois échantillons de fonte (GS50, SiMo et Ni-Resist)

¹ Les courbes de dilatométrie donnent une température de transformation de 860 °C. L'observation d'une transformation à une température inférieure nous montre l'imprécision de cette méthode expérimentale, d'une part en raison de la difficulté de déterminer les points d'inflexion de la courbe, d'autre part en raison de la sensibilité du dilatomètre qui ne permet pas de déceler la transformation d'un si faible volume de matériau.

II - EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES A HAUTE TEMPERATURE

exposés 160 fois au cycle décrit sur la figure II.33. On peut déjà remarquer qu'à la température de 850 °C, la GS50 se trouve dans le domaine biphasé α - γ , la SiMo reste ferritique, tandis que la Ni-Resist conserve toujours sa matrice austénitique.

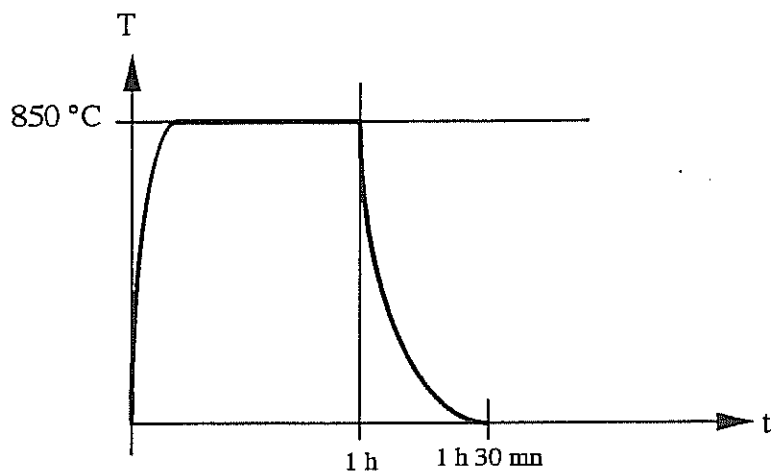
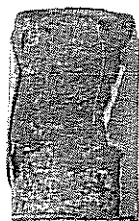


fig. II.33 - Cycle thermique appliqué aux trois échantillons



GS50 - 293 cycles



SiMo - 313 cycles



Ni-Resist - 320 cycles

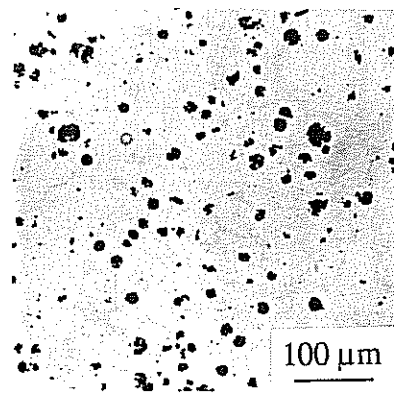
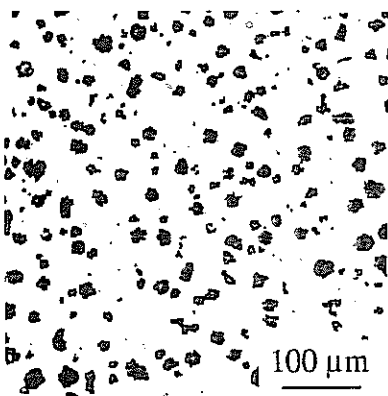
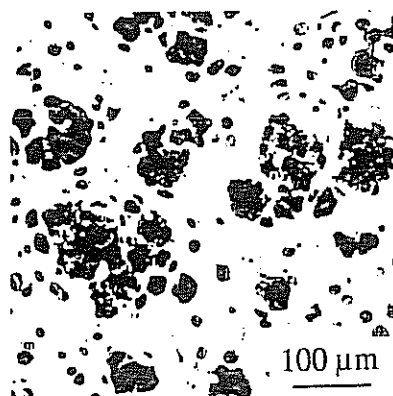


fig. II.34 - Les trois échantillons après cyclage

La figure II.34 représente les échantillons après cyclage ainsi que les microstructures associées.

- En ce qui concerne l'oxydation, on observe une desquamation des couches d'oxydes qui se sont formées sur les fontes ferritiques, desquamation non observable sur la Ni-Resist dont les oxydes sont beaucoup plus adhérents [Bechet, 1981, Bastid, 1994].

- La décarburation est évidemment toujours présente dans les fontes ferritiques. Quant à la Ni-Resist, on a déjà vu qu'elle ne pouvait pas subir ce phénomène [Bastid, 1994].

- Il est évident que la transformation de phases est à l'origine de la déformation des nodules de graphite de la GS50 puisque seule cette nuance l'a subie à la température considérée.

A partir de ces simples observations, il va maintenant être possible d'étudier plus en détail l'effet du cyclage thermique sur ces évolutions microstructurales.

II.3.1 - Oxydation

On a remarqué la desquamation des couches d'oxydes, plus importante sur la GS50 que sur la SiMo. Cette desquamation est due à la mauvaise adhérence des oxydes, déjà observée en vieillissement isotherme, couplée aux variations dimensionnelles causées par la dilatation ou les transformations allotropiques successives. On avait vu que l'adhérence des oxydes n'était pas vraiment meilleure dans la SiMo que dans la GS50, malgré la présence plus importante de fayalite (fig II.35). On peut alors penser que la moindre desquamation de la SiMo serait due aux variations dimensionnelles réduite par rapport à la GS50 par l'absence de transformation de phases.

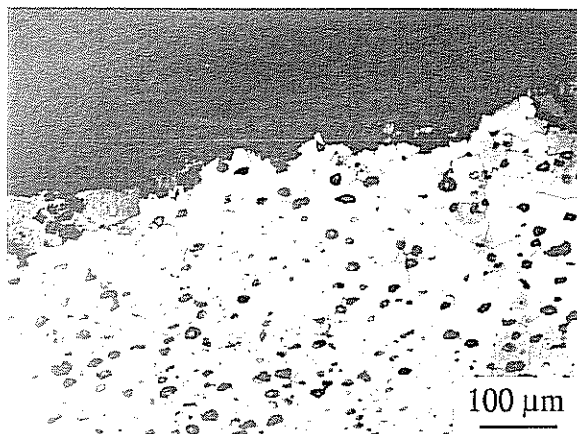


fig II.35 - Décollement d'oxyde interne par cyclage dans la fonte GS50

Toujours est-il que cette desquamation ne facilite pas l'étude de la cinétique d'oxydation. La solution consistant à mesurer l'épaisseur des couches d'oxydes, utilisée pour le vieillissement isotherme ne présente plus ici la même facilité. Une deuxième solution peut alors se présenter. Au lieu de mesurer l'épaisseur des couches d'oxydes, on pourrait l'évaluer en mesurant préalablement le diamètre des échantillons avant cyclage (les échantillons utilisés pour l'étude du vieillissement anisotherme sont cylindriques) et le comparer au diamètre du matériau sain après cyclage. Cette méthode n'est malheureusement pas d'une grande fiabilité. D'une part, elle nécessite que l'échantillon soit coupé dans un plan exactement perpendiculaire à son axe afin que l'erreur de mesure soit minime devant l'épaisseur des couches d'oxydes. D'autre part, en cas de transformations allotropiques successives, il se produit un gonflement du matériau qui va rendre fantaisistes les mesures effectuées.

II.3.2 - Décarburation

L'étude de la décarburation est beaucoup plus aisée que l'étude de l'oxydation. Le phénomène se présente sous le même aspect que lors d'un vieillissement isotherme. Il faut cependant évaluer la cinétique de décarburation afin de s'assurer que celle-ci ne soit pas modifiée par le cyclage thermique.

Pour cela, on a mesuré la profondeur de matériau décarburé au cours de différents cycles thermiques pour les deux nuances, GS50 et SiMo. Ces mesures ont ensuite été comparées à la profondeur de décarburation calculée si le matériau avait été exposé pendant la même durée à une température constante. Les résultats de ces calculs et mesures sont reportés dans le tableau suivant :

	profondeur mesurée	profondeur calculée
GS50		
1 h à 870 °C + 30 mn à l'ambiante	1,25 mm	1,45 mm
160 cycles		
GS50		
1 h à 870°C + 30 mn à l'ambiante	2 mm	2,18 mm
360 cycles		
SiMo		
1 h à 870 °C+ 30 mn à l'ambiante	2 mm	2,27 mm
360 cycles		
GS50		
2 h à 870 °C + 1 h à l'ambiante	1,8 mm	2 mm
155 cycles		

Les valeurs mesurées sont très proches des valeurs calculées. Elles leur sont toutefois inférieures d'environ 200 μm . Cette petite différence pourrait être due à l'inertie thermique de l'échantillon, le temps de chauffage de celui-ci étant comptabilisé dans le calcul. Mis à part cette légère incertitude, ces résultats montrent qu'il est possible d'employer l'expression de la cinétique de décarburation déterminée en régime isotherme pour connaître la profondeur de décarburation en régime anisotherme.

II.3.3 - Transformation allotropique

La principale conséquence des transformations allotropiques successives relatée dans la bibliographie est le gonflement du matériau. Ce phénomène a récemment été étudié en détail par Schissler et al. [Schissler, 1993]. Il serait causé, lors du refroidissement, par la précipitation, sous la forme de nouveaux nodules, du Carbone issu de l'austénite. Ce Carbone ne peut plus précipiter sur les nodules existants en raison des cavités qui se sont formées autour de ceux-ci. Des essais de dilatométrie ont aussi montré la disparition progressive, au cours du cyclage, de la contraction du matériau au moment de la transformation, qui n'est alors visible que par le changement de coefficient de dilatation. Ce phénomène, qui peut aussi s'accompagner d'une légère baisse de la température de transformation, est expliqué par une saturation de l'austénite en Carbone, augmentant de ce fait les dimensions de la maille cfc, masquant ainsi la contraction.

Ces deux conséquences du cyclage thermique ont pu être observées lors des essais. On peut déjà observer un léger gonflement de l'échantillon de GS50 de la figure II.34. De même, on peut observer des cavités autour des nodules dans un échantillon de GS50 cyclé entre température ambiante et 900 °C (fig. II.36). De même, enfin, on a pu observer par dilatométrie la disparition de la contraction en cas de passages successifs du point de transformation (fig. II.37), ce qui peut d'ailleurs simplifier la modélisation.

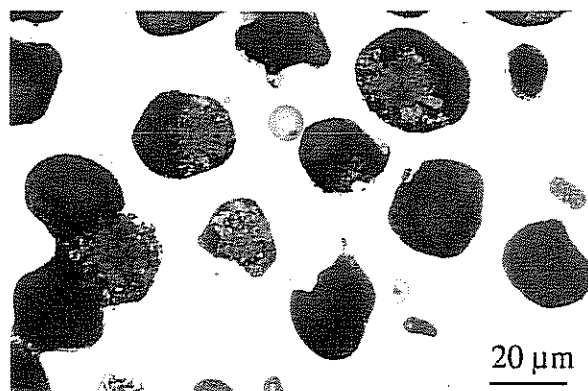


fig. II.36 - Apparition de lacunes autour des nodules sur un échantillon de GS50 cyclé entre T_{amb} et 900 °C

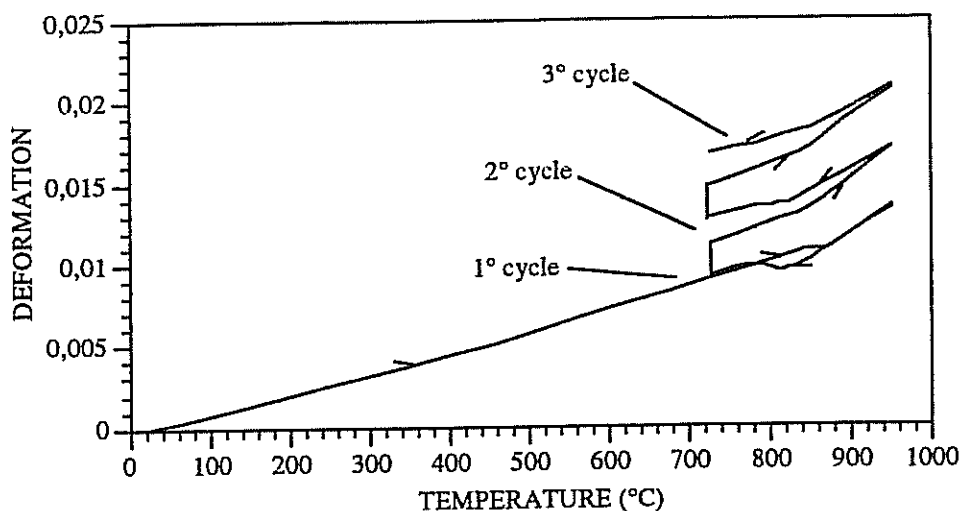


fig. II.37 - Courbes de dilatométrie montrant la disparition progressive de la contraction (fonte SiMo)

Le gonflement du matériau a été quantifié en mesurant par pycnométrie, après avoir retiré leur couche d'oxydes, la masse volumique d'échantillons cyclés. Les cycles effectués sont du même type que celui de la figure II.33, excepté les variations de la température maximale. Les résultats en fonction du nombre de cycles et de la température maximale sont reportés sur la figure II.38

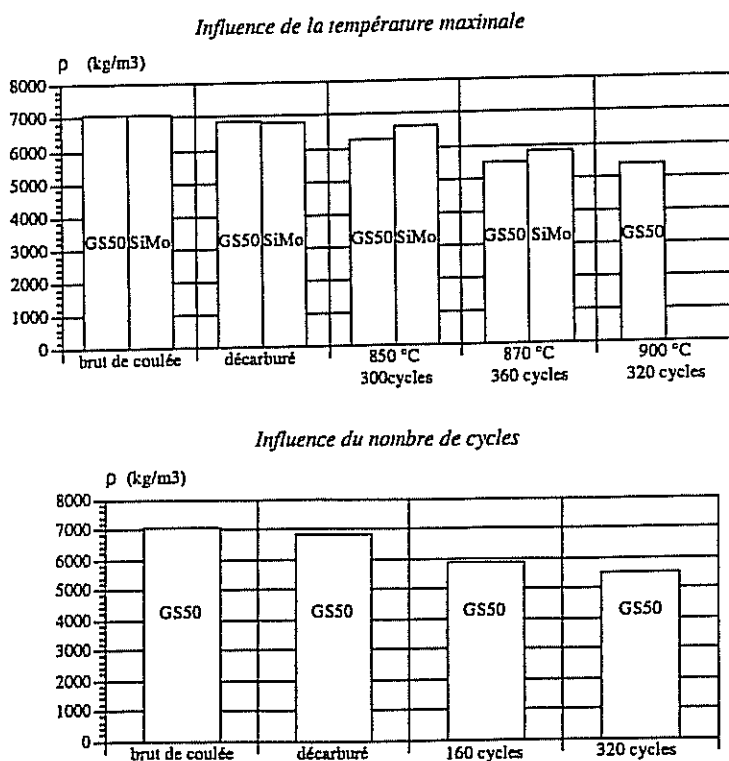


fig. II.38 - Masse volumique de divers échantillons déterminée par pycnométrie

Il est évident à la vue de ces résultats que le gonflement croît avec la température et le nombre de cycles. On pourra remarquer la baisse de la masse volumique de la fonte SiMo lors du cyclage entre température ambiante et 850 °C. Cette baisse ne peut pas s'expliquer uniquement par la décarburation de l'échantillon. A ce propos, il est utile de préciser que ces essais ont été effectués sous air, ce qui oblige à relativiser les résultats. D'une part, après un certain nombre de cycles, le matériau se transformant s'est trouvé entouré d'une couronne de matériau décarburé ne subissant pas de transformation, pouvant ainsi empêcher son gonflement. D'autre part, l'échantillon mesuré comprend une partie de matériau décarburé ayant subi moins de transformations allotropiques et s'étant alors moins gonflé que le cœur de l'échantillon. Les mesures effectuées sont donc celles d'un gonflement moyen. Une meilleure quantification du gonflement doit être faite en réalisant les cyclages thermiques sous vide pour s'affranchir de la décarburation.

Une dernière conséquence des transformations de phases n'a pas été abordée. Il s'agit de la déformation des nodules de graphite. On avait déjà observé une dégénérescence des nodules lors de l'expertise du collecteur fortement endommagé. Cette dégénérescence n'avait pas été rencontrée lors de l'étude des évolutions microstructurales en régime isotherme. Elle est donc liée aux passages successifs du point de transformation allotropique. Les différents essais montrent que cette déformation se produit aussi bien sur la SiMo que sur la GS50, mais à des températures plus élevées pour la SiMo. C'est sur cette dernière nuance seulement que va porter l'étude de la dégénérescence des nodules, par soucis de simplification.

Il a été remarqué que la déformation des nodules était maximale lorsque l'échantillon était cyclé entre la température ambiante et une température comprise entre A_{c1} et A_{c3} . Ceci pourrait être expliqué par la présence d'une structure biphasée pouvant engendrer des contraintes internes provoquant la déformation de ces nodules (*fig. II.39*). Cette structure biphasée de la matrice existe pourtant en régime isotherme sans entraîner de dégénérescence. Il est vrai que les contraintes qui pourraient apparaître (dues à la différence de coefficient de dilatation des deux phases, par exemple) auraient alors le temps de se relâcher en raison du temps de maintien, mais surtout de la température considérée.

La cause de cette déformation des nodules est vraisemblablement le début de la transformation allotropique. On avait vu que cette transformation commençait aux joints de grains, puis qu'il se produisait, via une microségrégation du Carbone et du Silicium, une organisation de la structure sous forme de grains d'austénite et de grains de ferrite (*fig. II.26 et II.31*), cette sorte de recristallisation ayant pour but de minimiser les énergies interfaciales. Cette réorganisation microstructurale se fait déjà en grande partie dans un échantillon exposé à haute température pendant une ou deux heures lors des essais de vieillissement anisotherme. Après refroidissement, on obtient alors des grains de martensite, riche en Carbone, et des grains de ferrite, plus riche en Silicium que la martensite. Lors d'un deuxième chauffage, la transformation ne se fait pas en fonction des concentrations locales en Carbone et Silicium. Les grains martensitiques ne vont pas devenir prioritairement austénitiques en raison d'un faible taux de Silicium. Pour que la transformation se produise, l'élément le plus important n'est pas la composition chimique locale, mais la présence de sites sur lesquels la nouvelle

phase va pouvoir germer, comme le montre la figure II.40 [Ashby, 1991]. A chaque passage à la température maximale de cyclage, le changement de phases commence par les joints de grains, formant ainsi une microstructure dont l'énergie interfaciale est importante. La déformation des nodules de graphite peut alors être due, soit aux contraintes internes, soit aux mouvements de joints de grains accompagnant l'accommodation.

Cette hypothèse expliquant la déformation des nodules par l'apparition successive de la phase austénitique aux joints de grains est confirmée en partie par des essais de cyclage thermique entre température ambiante et une température au moins égale à A_{c3} . La figure II.41 présente côte à côte deux échantillons de GS50 dont l'un a été cyclé entre la température ambiante et 870 °C et l'autre entre la température ambiante et 900 °C. Les nodules de l'échantillon cyclé à 900 °C ont conservé leur forme sphérique. Ils sont aussi plus nombreux et présentent une mauvaise adhérence avec la matrice en raison du phénomène de gonflement. La figure II.42 montre un échantillon de GS50 exposé 15 mn à 900 °C puis trempé à l'air. La matrice en grande partie perlitique montre que la transformation de phases a été quasi-instantanée et ne donne pas au matériau une microstructure comparable à celle de la figure II.40, ce qui laisse à penser que la déformation des nodules est liée à cette structure.

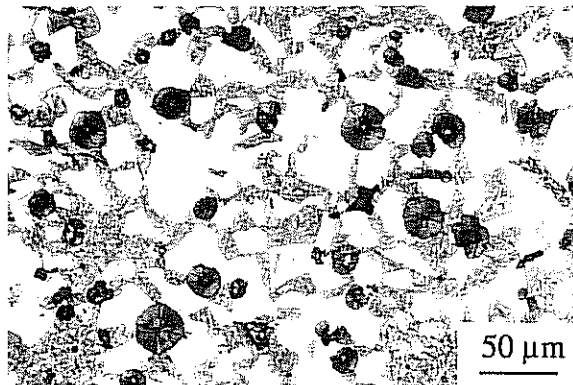


fig. II.39 - Structure biphasée de la matrice d'une fonte SiMo après 2 jours à 870 °C

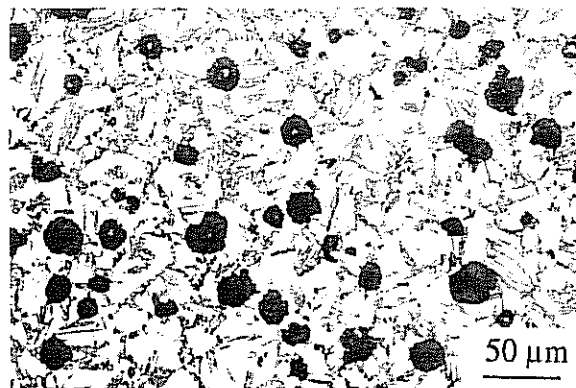
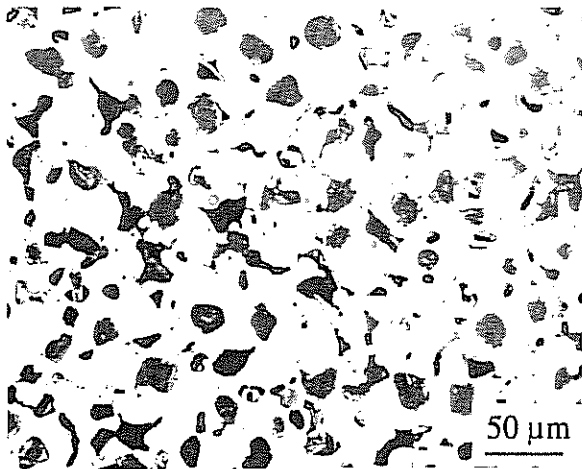
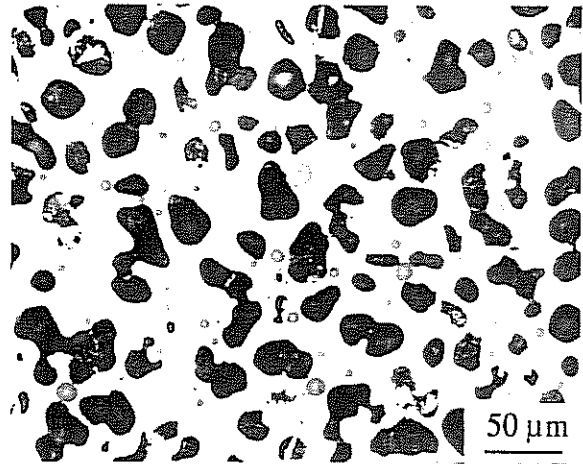


fig. II.40 - Germination de l'austénite dans les joints de grain lors d'un nouveau chauffage à 870 °C d'un échantillon comparable à celui de la figure II.39



$T_{amb} - 870\text{ °C}$, 160 cycles



$T_{amb} - 900\text{ °C}$, 170 cycles

fig. II.41 - Aspect des nodules après cyclage de deux échantillons de GS50

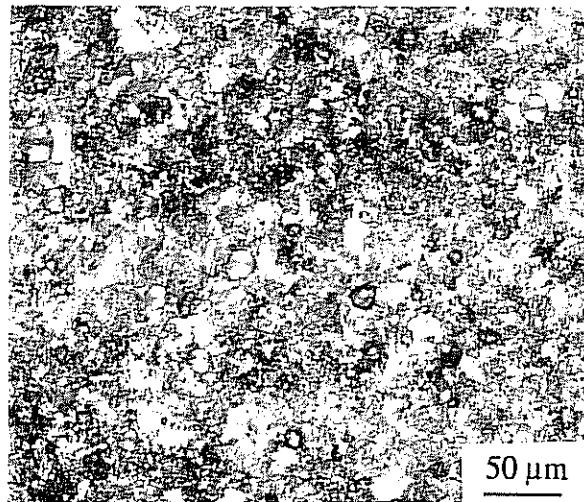


fig. II.42 - Transformation allotropique dans la GS50
après 15 mn d'exposition à 900 °C

II.2.4 - Une conséquence du couplage décarburation - transformation

Les essais de cyclage thermique ont été réalisés sous air. Pour chaque essai, l'échantillon a donc été décarburé en périphérie. Cette couronne de matériau décarbure n'a alors plus été l'objet de transformations en raison de l'absence de Carbone, tandis que le coeur de l'échantillon était toujours l'objet de transformations allotropiques successives. Les deux matériaux composant alors l'échantillon (fonte décarburee et fonte non décarburee)

présentaient alors des incompatibilités de déformation. Ces incompatibilités avaient deux origines:

- Les déformations à haute température des deux matériaux étaient différentes. Les expériences de dilatométrie effectuées précédemment permettent de schématiser le comportement des deux matériaux selon la figure II.43. La dilatation au coeur de l'échantillon était plus importante qu'à sa périphérie.
- Le gonflement du coeur de l'échantillon engendré par les transformations successives ne pouvait pas se produire dans la partie décarburée.

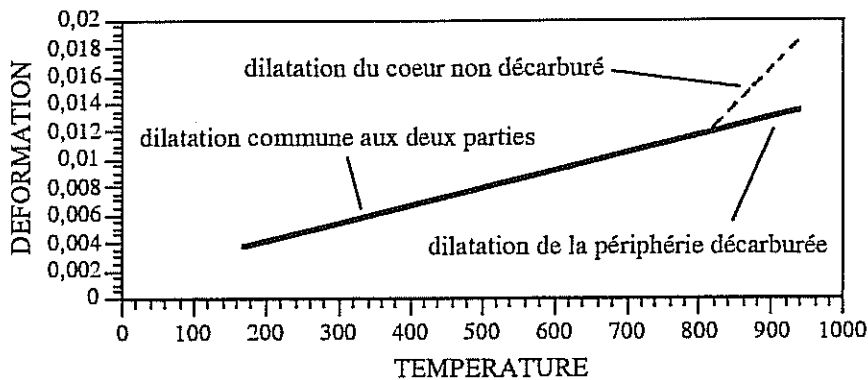


fig II.43 - Schématisation de la dilatation du coeur et de la périphérie des échantillons

Ces deux causes d'incompatibilité de déformation à haute température se sont traduites sur les échantillons par des mises en traction successives de la couronne décarburée du matériau, selon le même principe qu'un cylindre mis sous pression interne. Il est alors apparu, sur les échantillons, une déformation plastique de cette couronne décarburée visible par l'allongement des nodules dans la direction circonférentielle (fig. II.44). Une des premières applications numériques après identification du comportement de ces différentes microstructures sera de modéliser cette expérience de cyclage thermique.

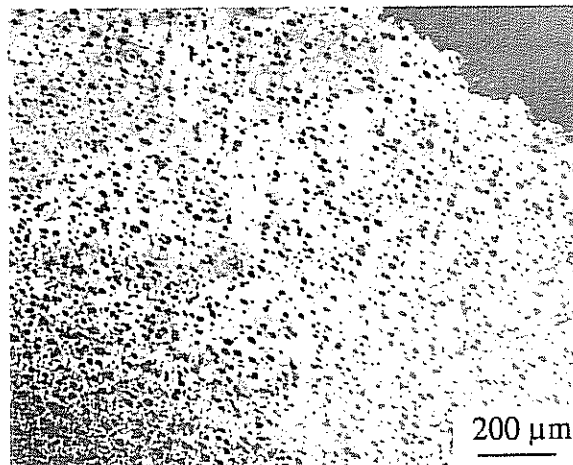


fig II.44 - Déformation circonférentielle de la couronne décarburée par le cyclage thermique

Les expertises de collecteurs d'échappement endommagés ont permis de recenser les processus de vieillissement des fontes GS les constituant. Ces processus sont :

- l'oxydation
- la décarburation
- la transformation allotropique.

Par ces expertises, on a aussi pu faire un inventaire des nouvelles microstructures qui peuvent apparaître dans la pièce. Mis à part la fonte à graphite sphéroïdal obtenue brute de coulée, on peut aussi trouver :

- fonte à porosités sphéroïdales décarburée
- fonte à porosités dégénérées décarburée
- fonte à graphite dégénéré non décarburée.

Si on ajoute le fait que les fontes non décarburées peuvent se transformer à haute température, il apparaît qu'il conviendrait de caractériser six microstructures différentes avant de pouvoir modéliser le comportement d'un collecteur d'échappement fonctionnant à très haute température.

L'étude des différents procédés de vieillissement des fontes, tant en régime isotherme qu'en régime anisotherme a permis de comprendre l'apparition des nouvelles microstructure, ainsi que de les prévoir. Il a même été possible de quantifier certains phénomènes, en déterminant, par exemple, les cinétiques d'oxydation ou de décarburation. Il reste toutefois une incertitude quant à l'apparition de la décarburation menue, mais cette forme de décarburation est peut-être tributaire de la microstructure obtenue à l'état brut d'élaboration.

Par cette connaissance des évolutions microstructurales, il nous est possible de reproduire à volonté la totalité des microstructures rencontrées sur des éprouvettes massives afin de connaître leur comportement propre. Cela a déjà été vu intrinsèquement lorsqu'on a évoqué les essais de dilatométrie pour la fonte décarburée. Il avait alors été nécessaire de réaliser des éprouvettes décarburées. Pour la suite de l'étude, des essais de traction ou de fatigue oligocycliques ont été menés sur des éprouvettes préalablement décarburées en régime isotherme. Par contre, il n'a pas été possible de faire subir un cyclage thermique à de telles éprouvettes, le dispositif de cyclage thermique n'acceptant que des échantillons de petite taille. L'étude du comportement de telles éprouvettes seraient pourtant intéressantes car la microstructure à nodules dégénérés alors créée doit être pénalisante pour la tenue mécanique.

Les comparaisons des comportements thermiques et mécaniques des nuances brute d'élaboration et décarburée sera tout de même très utile pour apprécier les champs de contraintes qui apparaissent dans une pièce par le simple fait d'un cyclage thermique. La suite de l'étude portera donc sur la caractérisation des lois de comportement, tant thermiques que mécaniques, ainsi que sur l'application de ces lois dans la modélisation du comportement de structures complètes.

III - PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANQUES

L'objectif initial de cette étude est de fournir un moyen de prédire la durée de vie d'un collecteur d'échappement à partir d'essais mécaniques et thermiques réalisés sur des éprouvettes représentatives des microstructures extrêmes rencontrées dans la pièce brute d'élaboration (fonte GS ferritique et fonte GS ferrito-perlitique à 25 % de perlite). La prédiction de la durée de vie d'une pièce, via un modèle d'endommagement ou de fissuration nécessite la connaissance du comportement thermomécanique du matériau la constituant.

Les expertises de collecteurs, ainsi que les essais de vieillissement ont montré que le collecteur en service pouvait être soumis à des modifications importantes de sa microstructure. Il est alors important de savoir si ces évolutions microstructurales peuvent influencer les propriétés physiques et mécaniques du matériau. Ces propriétés ont donc été étudiées comparativement sur des microstructures brutes de coulée et des microstructures vieilles. Il a déjà été dit, à la fin du chapitre précédent, que toutes les microstructures rencontrées lors des essais de vieillissement n'avaient pas été étudiées. Notamment, les effets de la dégénérescence des nodules de graphite consécutive au cyclage thermique n'a pas été étudiée de manière approfondie, et de telles microstructures n'ont pas été reproduites sur des échantillons de taille suffisamment importante pour permettre l'étude de leur comportement. Pour le moment, l'étude se résume à une comparaison entre les matériaux bruts de coulée et décarburés. Pour chacune des deux nuances étudiées, GS50 et SiMo, trois états ont été caractérisés :

- état ferritique brut de coulée à basse température à graphite sphéroïdal
- état austénitique "brut de coulée" à haute température à graphite sphéroïdal
- état décarburé ferritique quelle que soit la température à porosités sphéroïdales

Le but de ce chapitre est de mettre en place une base de donnée nécessaire à la modélisation des comportements physiques et mécaniques de structures partiellement décarburées. La présence de deux phases peut en effet rendre complexe la réponse à une sollicitation simple (cycle thermique incluant une transformation de phase sur un échantillon libre en déplacement). On pourra alors intégrer au modèle, en plus des relations de comportement mécanique, les cinétiques d'oxydation et de décarburation, les transformations de phases ou les phénomènes de gonflement. Certains aspects des évolutions du comportement physique ont déjà été évoqués lors du chapitre consacré aux évolutions microstructurales. Ils seront abordés plus en détail dans le présent chapitre.

III.1 - EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES PHYSIQUES

Les propriétés physiques ont été étudiées à l'aide d'essais de dilatométrie, de mesures de densité et de caractéristiques thermiques pratiqués sur les nuances brutes de coulée et à différents états de vieillissement.

Les évolutions de ces propriétés peuvent modifier le champ de contraintes dans la pièce, soit directement (instabilités dimensionnelles lors de cyclages thermiques), soit indirectement (modification des températures de fonctionnement causées par la variation des caractéristiques thermiques).

III.1.1 - Dilatométrie

Dispositif extensométrique

Les essais de dilatométrie ont été effectués avec un dilatomètre "absolu" dont le schéma est représenté sur la figure III.1.

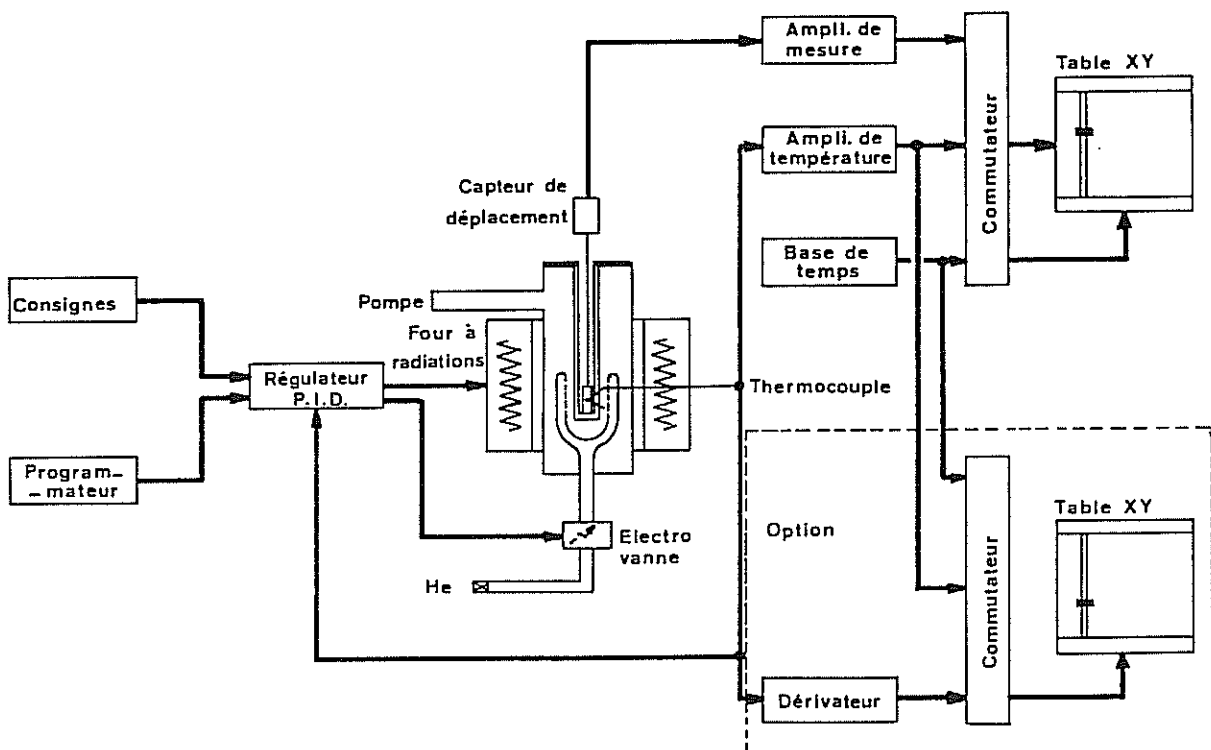


fig.III.1 Schéma du dispositif de dilatométrie

L'échantillon dont on souhaite connaître le comportement dilatométrique est placé entre une nacelle et une canne dilatométrique mobile, toutes deux réalisées en quartz. Le capteur LVDT mesure la différence de déplacement entre ces deux éléments. On mesure alors la variation de longueur de l'échantillon. La dilatation de la nacelle n'étant pas compensée au niveau de l'échantillon, le déplacement mesuré correspond donc à la différence d'allongement entre l'échantillon et une portion de nacelle égale à celle de l'échantillon. Lors du calcul du coefficient de dilatation, il conviendrait donc de rajouter au coefficient de dilatation calculé, le coefficient de dilatation du quartz. Celui-ci étant très faible ($0,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), cette correction n'apparaît nécessaire que lorsque le coefficient de dilatation du matériau testé est peu élevé. Dans le cas d'une fonte, l'absence de correction entraîne une erreur de 3 % seulement. Cette valeur est suffisamment faible pour justifier l'exploitation de résultats expérimentaux non corrigés.

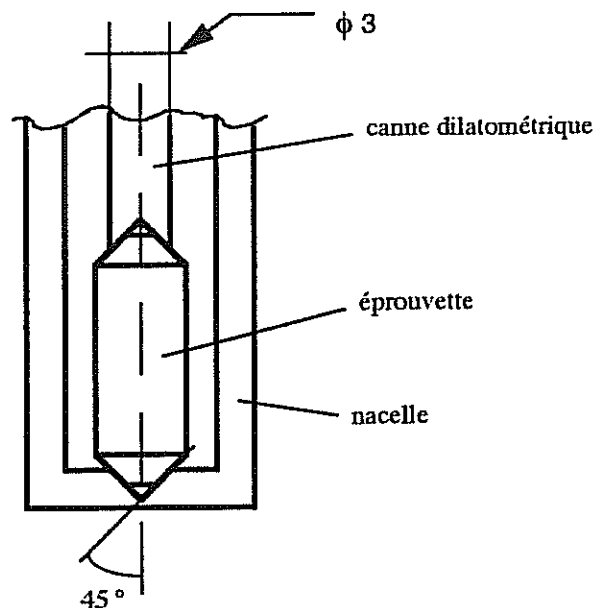


fig. III.2 - Eprouvette et cannes dilatométriques

Les éprouvettes de dilatométrie sont des cylindres dont les extrémités sont coniques. Ces extrémités sont émoussées avant l'essai afin d'assurer un contact parfait avec la nacelle et la canne dilatométrique. Le diamètre de l'éprouvette peut être compris entre 2 et 4 mm, un petit diamètre réduisant l'inertie thermique lorsqu'on désire effectuer une trempe pendant l'essai. Dans notre cas, les essais sont effectués avec des vitesses de chauffage et de refroidissement faibles ($5 \text{ }^\circ\text{C/mn}$ lors des transformations de phases). Des essais effectués avec des éprouvettes de différents diamètres n'ont pas montré d'écarts expérimentaux liés à l'inertie thermique. Les éprouvettes ont été dimensionnées de telle sorte que leur partie cylindrique ait une longueur de 10 mm. De ce fait, la base de mesure, assimilée à la longueur totale des éprouvettes mesurée après l'émoussement, est comprise entre 11,5 et 13,5 mm, cette longueur étant variable avec le diamètre.

Les éprouvettes sont chauffées dans un four à lampes à lobes elliptiques de 2 kW. La température de l'échantillon est contrôlée par un thermocouple type K (chromel-alumel), chacun des fils, de 1/10 de mm de diamètre, étant soudé directement sur l'éprouvette. Ce thermocouple permet aussi la régulation de la température de l'éprouvette, assurée par un dispositif EUROTHERM.

Les signaux émis par le LVDT et le thermocouple sont amplifiés et enregistrés sur une table X-Y indiquant directement l'élongation de l'éprouvette en fonction de la température.

Matériaux et déroulement des essais

Cinq matériaux différents ont été testés :

- fonte GS50 ferritique brute de coulée
- fonte GS50 ferrito-perlitique brute de coulée
- fonte SiMo brute de coulée
- fonte GS50 décarburée
- fonte SiMo décarburée

Il est important de remarquer que par ces essais de dilatométrie réalisés sur des fontes, on n'étudie pas la transformation de la ferrite en austénite, mais la transformation d'un système [ferrite + graphite + lacunes (+ éventuellement perlite)] en [austénite + graphite + lacunes].

Deux types d'essais ont été pratiqués :

- essai simple, constitué d'un chauffage et d'un refroidissement
- essai cyclique, comprenant trois cycles chauffage - refroidissement.

Les chargements thermiques appliqués aux éprouvettes sont décrits sur la figure suivante :

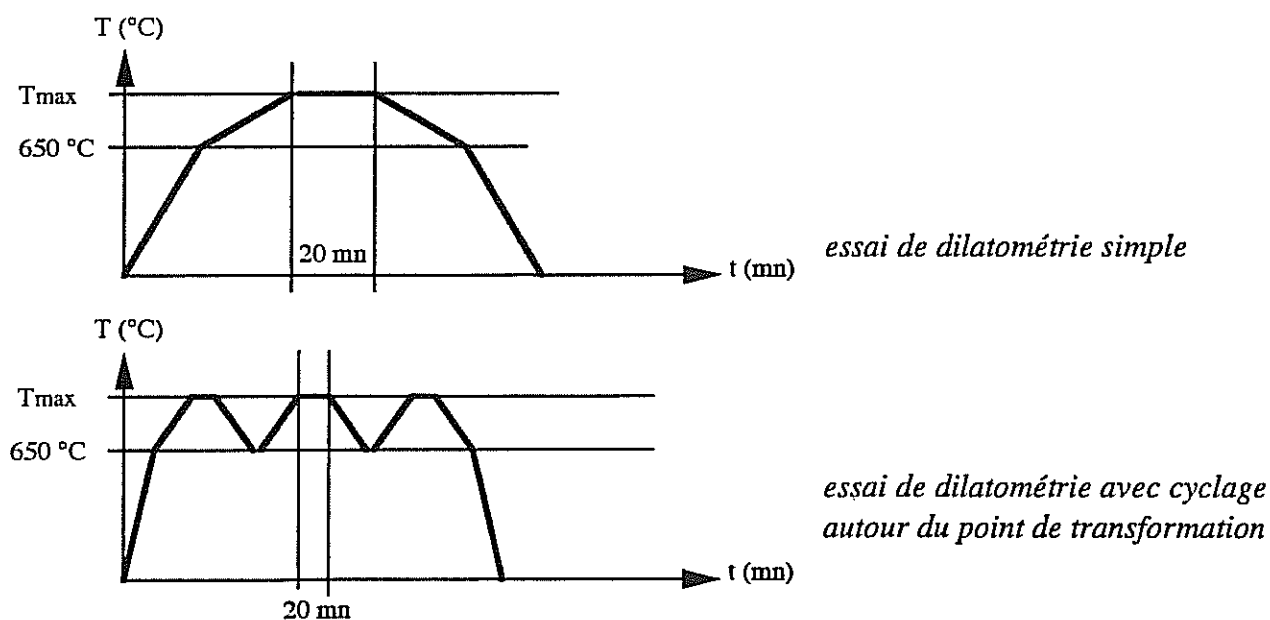


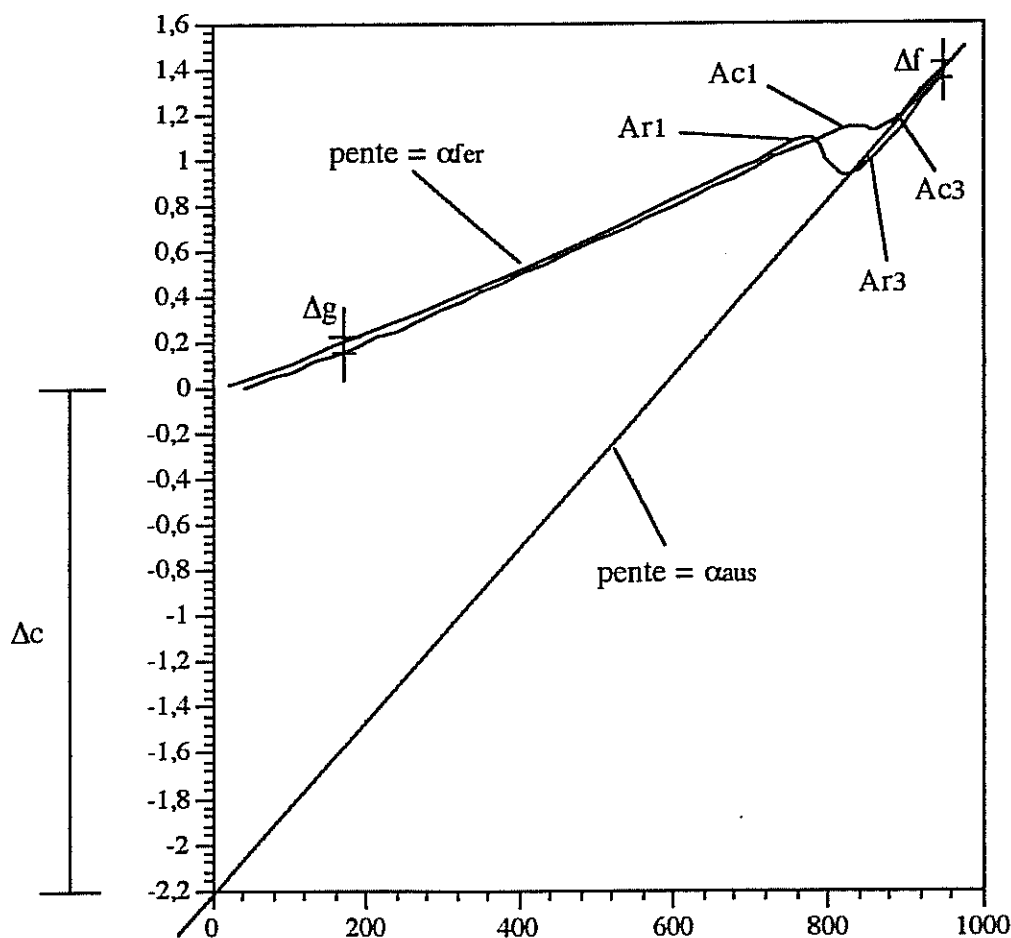
fig III.3 - Chargements thermiques

Tmax est égale à 950 °C pour la fonte GS50 et 980 °C pour la fonte SiMo. Pour cette dernière, le choix d'une température plus élevée est imposé par le besoin d'avoir un domaine austénitique suffisamment grand pour pouvoir déterminer le coefficient de dilatation du matériau austénitique avec une bonne précision.

La montée en température est d'abord rapide jusqu'à 650 °C (30 °C/mn), puis plus lente à l'approche de la transformation allotropique (5 °C/mn). Cette vitesse lente permet de s'affranchir des cinétiques de transformation, de se rapprocher des conditions quasi-statiques des diagrammes de phases et d'assurer, au refroidissement, la transformation de l'austénite en ferrite + graphite selon le diagramme d'équilibre Fe-C.

Analyse des courbes de dilatométrie simple sur les matériaux bruts de coulée

Les courbes de dilatométrie fournissent des renseignements sur les températures de transformation allotropique, les coefficients de dilatation du matériau en phase ferritique ou austénitique, ou même sur le gonflement du matériau par les transformations successives ou, qualitativement, sur la concentration en Carbone de l'austénite formée.



La figure III.4 représente une courbe de dilatométrie simple effectuée sur une fonte SiMo ou une fonte GS50 ferritique brute de coulée. Les différents paramètres qui peuvent être déduits de cette courbe sont définis comme suit :

1 en ce qui concerne les températures de transformation, le critère retenu définit le début ou la fin de la transformation par le point d'inflexion de la pente de dilatation de l'échantillon à l'état monophasé.

1 la quantité Δg , représentant la variation de la longueur de l'échantillon entre le début et la fin de l'essai, représente le gonflement du matériau lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$. Rappelons que ce gonflement est dû à la précipitation du Carbone contenu dans l'austénite sous la forme de nouveaux nodules de graphite. Cette quantité n'ayant pas une évolution régulière d'un cycle à l'autre, il a été jugé préférable de caractériser le gonflement sur un grand nombre de cycles par des mesures de densité.

1 la contraction Δf observée lors du palier en température est due au fluage de l'échantillon sous la pression exercée par la canne dilatométrique. Cette quantité Δf est à rajouter au gonflement Δg .

1 Δc est une valeur fictive représentant la contraction de l'échantillon s'il était austénitique à température ambiante. Elle est obtenue par prolongation de la pente de dilatation de l'austénite.

1 Les coefficients de dilatation sont définis par les relations :

$$\varepsilon = \varepsilon(T_0) + \alpha(T - T_0)$$

$$\alpha_{\text{fer}} = \frac{\varepsilon_{\text{fer}}(T) - \varepsilon_{\text{fer}}(T_0)}{T - T_0}$$

$$\alpha_{\text{aus}}(T) = \frac{\varepsilon_{\text{aus}}(T) - \varepsilon_{\text{aus}}(T_0)}{T - T_0}$$

où $T_0 = 20^\circ\text{C}$, température de référence, $\varepsilon_{\text{fer}}(T_0) = 0$ et $\varepsilon_{\text{aus}}(T_0) = \Delta c$.

α_{fer} et α_{aus} peuvent être représentés par une droite de type :

$$\alpha_i = \alpha_{1i} \cdot (T - T_0) + \alpha_{2i} \quad \text{avec } \alpha_i = \alpha_{\text{fer}} \text{ ou } \alpha_{\text{aus}} \quad [\text{Hamata, 1992}]$$

Dans notre cas, on peut noter que :

Le domaine de température pendant lequel la fonte est austénitique n'est pas suffisamment large pour déterminer avec précision les coefficients $\alpha_{1\text{aus}}$ et $\alpha_{2\text{aus}}$. Il est alors plus aisé de considérer α_{aus} constant.

Il est tout à fait possible de déterminer $\alpha_{1\text{fer}}$ et $\alpha_{2\text{fer}}$. Toutefois, si on préfère considérer α_{fer} constant et égal à la valeur du coefficient de dilatation au moment où commence la transformation de phases, l'erreur relative sur l'expansion thermique, maximale vers 200°C , n'excède pas 10 %.

En général, en ne tenant pas compte du gonflement du matériau, la courbe de dilatométrie peut être décrite par l'équation :

$$\varepsilon = x_{\text{fer}} \cdot \alpha_{\text{fer}} \cdot (T - T_0) + x_{\text{aus}} \cdot [\alpha_{\text{aus}} \cdot (T - T_0) + \Delta c] \quad (\text{eq.III.1})$$

$$\text{avec } x_{\text{fer}} + x_{\text{aus}} = 1 \quad \text{et} \quad \alpha_{\text{fer}} = \text{cste} \quad \text{ou} \quad \alpha_{\text{fer}} = \alpha_1 \cdot (T - T_0) + \alpha_2$$

Les valeurs de α_{fer} , α_{aus} , α_1 , α_2 et Δc sont données dans le tableau suivant. Δf et Δg n'y sont ajoutés qu'à titre indicatif, ces deux grandeurs pouvant varier d'un essai à l'autre.

	$\alpha_{\text{fer}} \text{ (K}^{-1}\text{)}$	$\alpha_{\text{aus}} \text{ (K}^{-1}\text{)}$	$\alpha_1 \text{ (K}^{-2}\text{)}$	$\alpha_2 \text{ (K}^{-1}\text{)}$	$-\Delta c$	Δf	Δg
GS50	$14,7 \cdot 10^{-6}$	$39 \cdot 10^{-6}$	$1,88 \cdot 10^{-9}$	$13,2 \cdot 10^{-6}$	$21,6 \cdot 10^{-3}$	$4,3 \cdot 10^{-4}$	$4,3 \cdot 10^{-4}$
SiMo	$15,4 \cdot 10^{-6}$	$39,5 \cdot 10^{-6}$	$2,9 \cdot 10^{-9}$	$13 \cdot 10^{-6}$	$20,5 \cdot 10^{-3}$	$2,8 \cdot 10^{-4}$	$1,94 \cdot 10^{-3}$

Les fractions de ferrite x_{fer} et d'austénite x_{aus} peuvent être définies comme variant linéairement entre le début et la fin de la transformation selon le schéma :

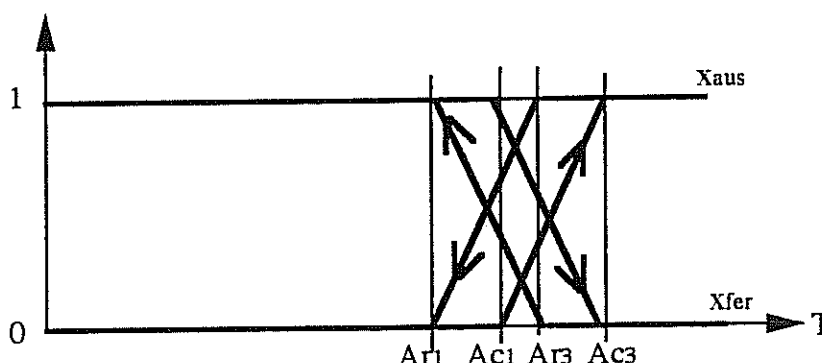


fig. III.5 - Variation des fractions de ferrite et d'austénite

La différence qui apparaît entre la chauffe et le refroidissement montre que l'état de la microstructure ne peut être défini uniquement avec la température. Il est important de faire intervenir l'histoire thermique, surtout si le sens de variation de la température change alors que le matériau est multiphasé. L'équation (eq. III.1) doit être alors appliquée à chacune des phases présentes au moment de la modification de l'évolution de T.

Les essais de dilatométrie effectués à basse vitesse de chauffage et de refroidissement ($5 \text{ }^\circ\text{C/mn}$) afin de se rapprocher des conditions d'essai quasi-statique donnent les valeurs de températures de transformation suivantes :

	$A_{c1} \text{ (}^\circ\text{C)}$	$A_{c3} \text{ (}^\circ\text{C)}$	$A_{r3} \text{ (}^\circ\text{C)}$	$A_{r1} \text{ (}^\circ\text{C)}$
GS50	820	890	840	770
SiMo	860	900	860	795

Toutes ces valeurs peuvent alors être incorporées dans le modèle pour reconstituer une loi d'expansion thermique permettant de décrire la courbe de dilatométrie (*fig. III.6*)

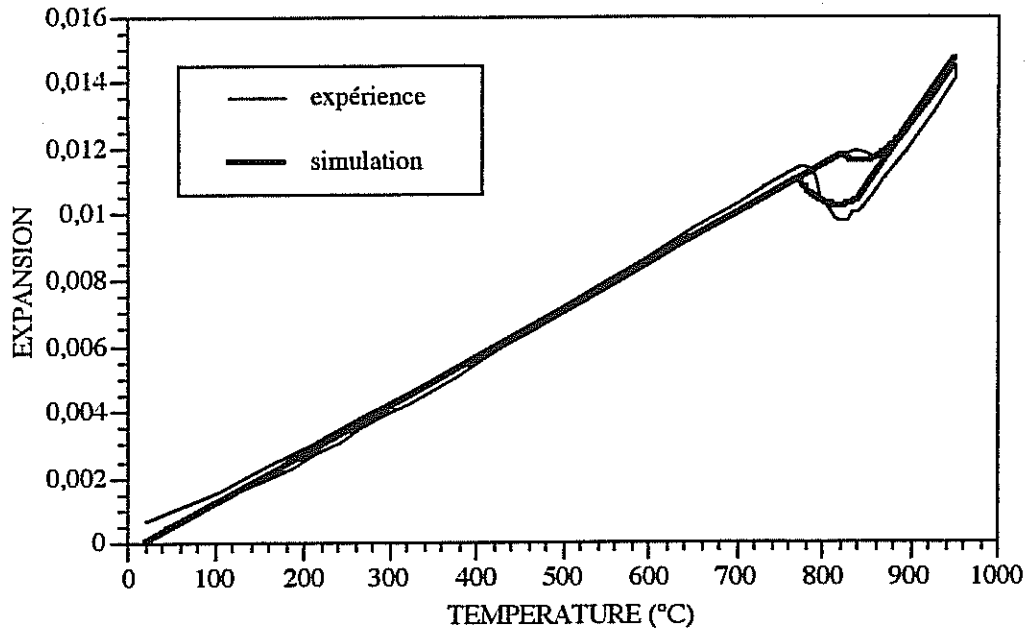


fig. III.6 - Dilatométrie sur fonte GS50: comparaison modèle-expérience

Les valeurs données dans cette partie sont des valeurs moyennes des résultats obtenus, cette remarque concernant surtout les températures de transformation. On peut en effet trouver, entre deux éprouvettes testées dans des conditions expérimentales identiques, des écarts de température de transformation pouvant atteindre 15 °C. Cette dispersion expérimentale, particulièrement observable pour la fonte GS50, est probablement causée par la ségrégation d'éléments d'alliage lors de la solidification. Les compositions des éprouvettes peuvent alors être différentes selon l'endroit où elles ont été prélevées.

Ces valeurs sont de plus dépendantes de la sensibilité du dilatomètre et de l'appréciation de l'expérimentateur pour déterminer les points d'inflexion des courbes de dilatométrie. Par exemple, la valeur de 860 °C relevée pour le point Ac1 de la fonte SiMo peut être considérée comme trop élevée. L'examen d'un échantillon trempé après un séjour à 860 °C révèle une présence déjà importante d'austénite, cette phase apparaissant plutôt vers 850 °C dans cette nuance (*fig. III.7*).

Néanmoins, si au début de la transformation, la variation de longueur de l'échantillon n'est pas assez importante pour être détectée, on peut raisonnablement la négliger pour décrire le comportement de l'éprouvette et considérer comme correctes les températures de transformation obtenues par les essais de dilatométrie.

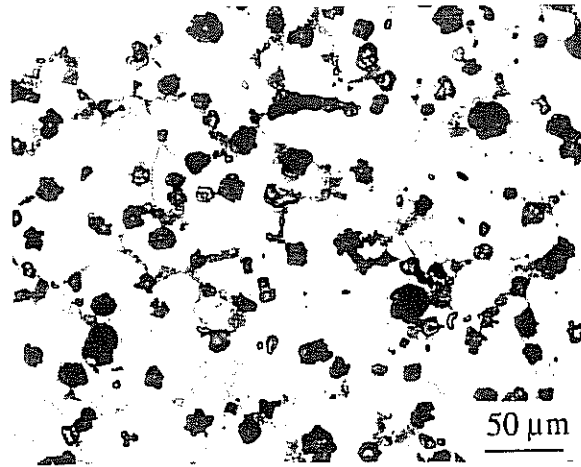


fig. III.7 - fonte SiMo exposée à 850 °C

Lorsque la fonte étudiée a une matrice ferrito-perlitique, on observe, en plus de la contraction due au changement de phases, une expansion causée par la graphitisation visible sur la figure III.8.

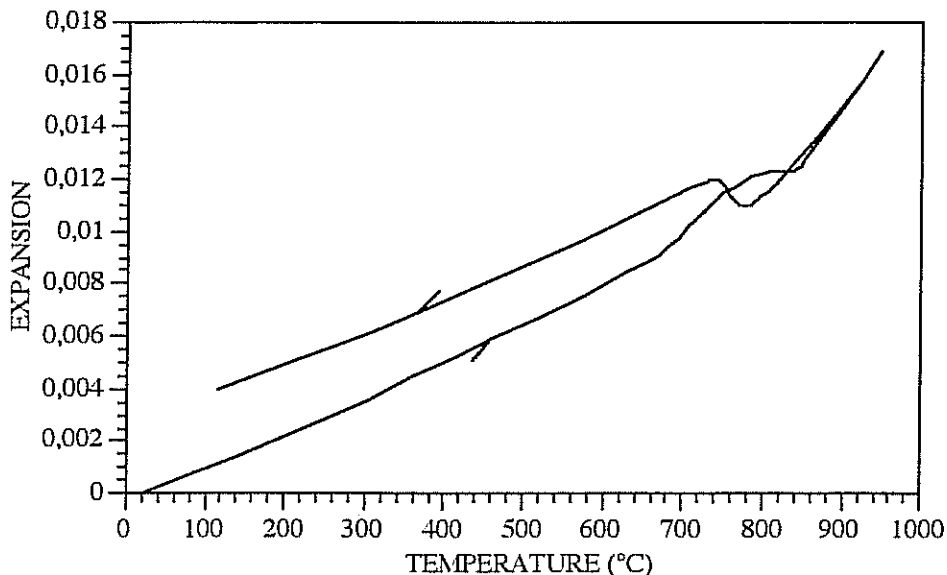


fig. III.8 - Courbe de dilatométrie de la nuance ferrito-perlitique

En ce qui concerne l'échantillon testé, cette expansion, de l'ordre de 0,1 %, a lieu à partir de 670 °C et ne semble se terminer que vers 750 °C, peu avant la transformation allotropique qui débute à 790 °C. Ces températures ne sont pas à prendre en considération car la composition de cette nuance est différente de celles d'une GS50 contenant de la perlite par refroidissement rapide. En effet, l'obtention de 25 % de perlite au coeur des lopins a nécessité l'ajout de 0,4 % en masse de cuivre. Or, cet élément retarde la graphitisation, d'une part, et abaisse les températures de transformation, d'autre part. Les températures relevées ici sont

donc différentes de celles qu'on pourrait déterminer sur un échantillon de GS50 à 25 % de perlite. Par contre, l'expansion devrait être du même ordre que celle observée.

Des essais de graphitisation ont été effectués sur des échantillons de GS50 trempés à l'air après austénitisation partielle entre Ac_1 et Ac_3 . Après exposition de ces échantillons à différentes température et examen de leur microstructure après traitement, il semble que la température de graphitisation d'une GS50 non alliée soit proche de $550^{\circ}C$.

Analyse des courbes de dilatométrie avec cyclage thermique

Les cycles thermiques appliqués aux échantillons de GS50 et SiMo bruts de coulée font apparaître deux phénomènes dus aux transformations de phases successives : le gonflement du matériau et le masquage des transformations de phases (fig. III.9). Le phénomène de gonflement sera traité dans le chapitre suivant.

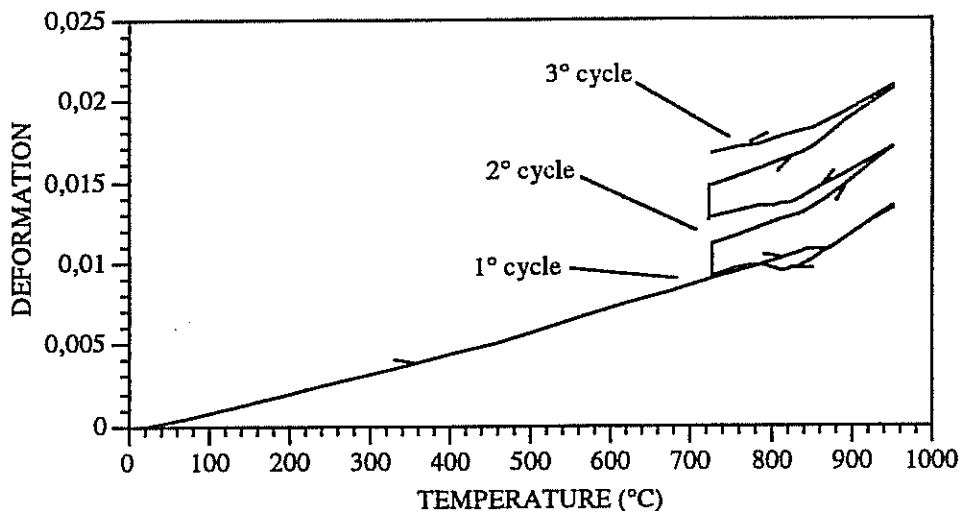


fig. III.9 Dilatométrie avec cyclage thermique sur fonte GS50

Le masquage des transformations de phases peut être expliqué par une saturation en Carbone de l'austénite formée, la concentration évoluant de 0,73 m% à 0,83 m% [Schissler, 1993]. Cette saturation produisant une expansion de la maille d'austénite, on peut modéliser le masquage en faisant varier le paramètre Δc défini précédemment.

L'étude de la variation de Δc a été effectuée sur les nuances GS50 et SiMo brutes d'élaboration. Pour chacun des trois cycles effectués, Δc a été déterminé en prolongeant jusqu'à la température ambiante les pentes représentant la dilatation de l'austénite. En supposant que le coefficient de dilatation de l'austénite est constant d'un cycle à l'autre, malgré l'augmentation de la teneur en Carbone, et en rapportant l'élongation de l'échantillon à sa longueur en début de cycle (on prend en compte le gonflement pour les deuxième et troisième cycle), on obtient les valeurs figurant sur le tableau :

	$\alpha_{\text{aus}} \text{ (K}^{-1}\text{)}$	Δc_1	Δc_2	Δc_3
GS50	$39,2 \cdot 10^{-6}$	0,0210	0,020	0,0195
SiMo	$39,2 \cdot 10^{-6}$	0,0215	0,020	0,0194

où Δc_i est la contraction de l'austénite au cycle N° i.

Ces différentes valeurs de Δc_i permettent de reproduire fidèlement l'allure des courbes de dilatométrie avec cyclage thermique (fig. III.10).

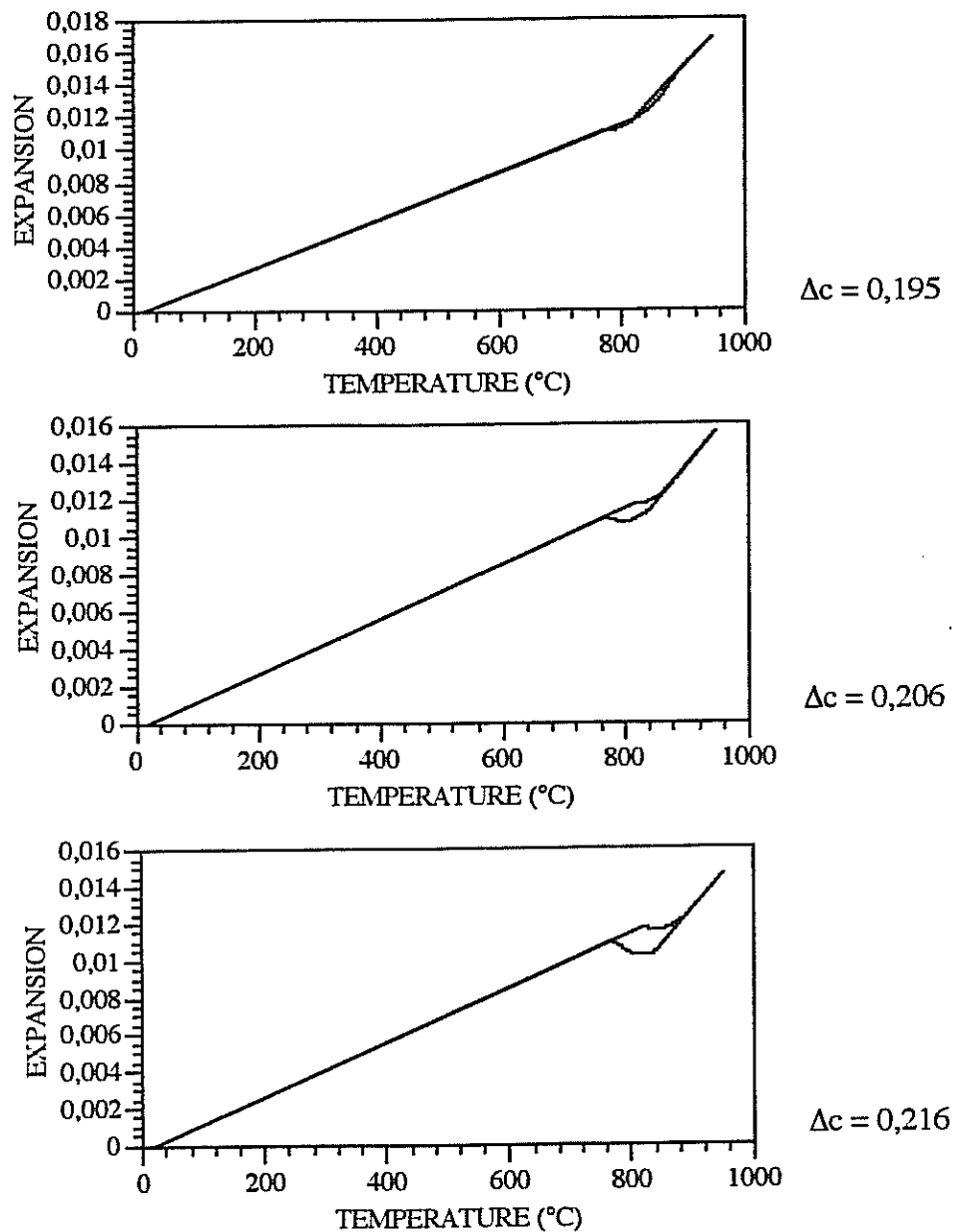


fig. III.10 - Simulation de courbes de dilatométrie de la fonte GS50 pour différentes valeurs de Δc

En considérant la figure 7 de [Schissler, 1993], il semblerait que Δc tende vers une valeur asymptotique. L'allure de la courbe "limite" étant proche de celle calculée en prenant $\Delta c = -0,0190$ pour les deux nuances, on considérera que cette valeur représente la contraction de l'austénite pour un très grand nombre de cycles. L'évolution de Δc étant due à une saturation de l'austénite en Carbone, et donc liée à un phénomène de diffusion, il est raisonnable de faire dépendre Δc du temps passé à l'état austénitique. On pourra alors décrire l'évolution de Δc par l'équation eq.III.2 :

$$\Delta c = \Delta c_1 - K_c [1 - \exp(-\lambda_c \cdot t)] \quad (\text{eq.III.2})$$

où Δc_1 est la contraction de l'austénite observée au premier cycle
 $\Delta c_1 - K_c$ est la valeur asymptotique de cette contraction
 t est le temps passé à l'état austénitique, exprimé en heures

Les évolutions de Δc enregistrées pour la GS50 et la SiMo peuvent être reproduites en prenant pour valeur :

	Δc_1	K_c	$\lambda_c \text{ (h}^{-1}\text{)}$
GS50	-0,0210	-0,0020	0,7
SiMo	-0,0215	-0,0025	0,9

Dilatométrie des fontes décarburées

La transformation allotropique des fontes est essentiellement contrôlée par la présence de Carbone. Or, cet élément n'est plus présent, ou n'est présent qu'en très faible quantité dans les fontes décarburées. On peut alors considérer que le comportement de ce matériau dépend du Silicium, élément dont la teneur est la plus importante. L'observation d'un diagramme de phases Fe-Si montre que pour les teneurs en Silicium des fontes GS50 et SiMo (3 % et 4 %), la transformation allotropique n'apparaît que vers 1500 °C, c'est à dire peu avant la fusion.

Une expérience de dilatométrie a été effectuée sur chacune des deux nuances décarburées avec une température maximale de 1200 °C. Les courbes représentées sur la figure III.11 permettent de vérifier l'absence de transformation de phases dans ce domaine de température.

Outre l'absence de transformation allotropique, on peut remarquer que le comportement dilatométrique des deux matériaux est différent au chauffage et au refroidissement. Dans le cas de la GS50, la courbe est convexe au chauffage, cette convexité apparaissant au refroidissement pour la fonte SiMo. Un autre essai réalisé avec un fonte SiMo n'a pas montré une telle convexité. Ceci tend à prouver que ces phénomènes ne sont pas reproductibles, ce qui est bien arrangeant car il ne serait pas sans peine de leur trouver une explication physique. Le seul enseignement fiable que l'on peut tirer de ces courbes concerne

le coefficient de dilatation moyen entre la température ambiante et 1200 °C, lesquels sont assez proches des coefficients de dilatation des fontes brutes de coulée à l'état ferritique.

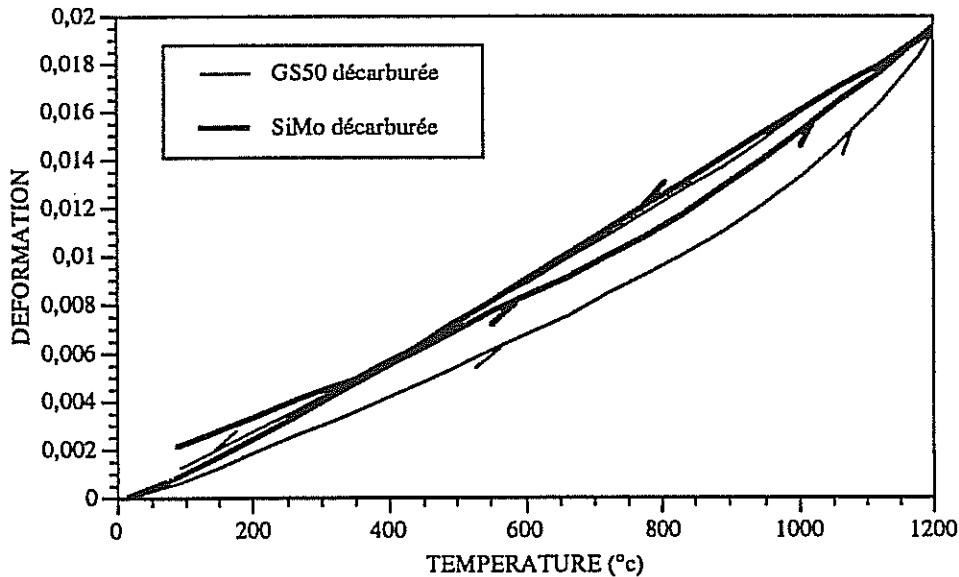


fig. III.11 - Courbes de dilatométrie de fontes décarburées

	GS50	SiMo
α (K ⁻¹)	16.10 ⁻⁶	15,5.10 ⁻⁶

III.1.2 - Gonflement

Le phénomène de gonflement des fontes lors de cycles thermiques entre phase ferritique et phase austénitique est connu de longue date mais est resté longtemps inexpliqué. Une explication de ce phénomène a été donnée par Schissler & al. [Schissler, 1993].

Il apparaît que, lors de l'austénitisation, la diffusion du Carbone des nodules vers l'austénite entraîne la formation de lacune à l'interface nodule-matrice. Lors du retour à l'état ferritique, ces lacunes empêchent la précipitation de la totalité du Carbone sur les nodules déjà existants. Une partie de ce Carbone précipite donc sous la forme de nouveaux nodules, dont le volume s'ajoute à celui des lacunes formées. Le gonflement s'apparente donc à un phénomène de graphitisation.

L'étude du phénomène de gonflement a été menée sur un grand nombre de cycles et pour différentes températures à l'aide d'un dispositif de cyclage thermique. La quantification du gonflement a été faite par mesure de la densité des échantillons après cyclage.

Dispositif de cyclage thermique

Le système consiste à placer l'échantillon sur un support lié à un vérin pneumatique portant l'échantillon à l'intérieur et à l'extérieur d'un four ADAMEL maintenu à température constante, le four ayant été auparavant réglé afin que la température lue par le thermocouple de régulation soit identique à celle de l'éprouvette (un cylindre d'environ 13 mm de diamètre et 20 mm de long). Les temps de maintien de l'échantillon à l'intérieur et à l'extérieur du four peuvent être choisis par l'utilisateur.

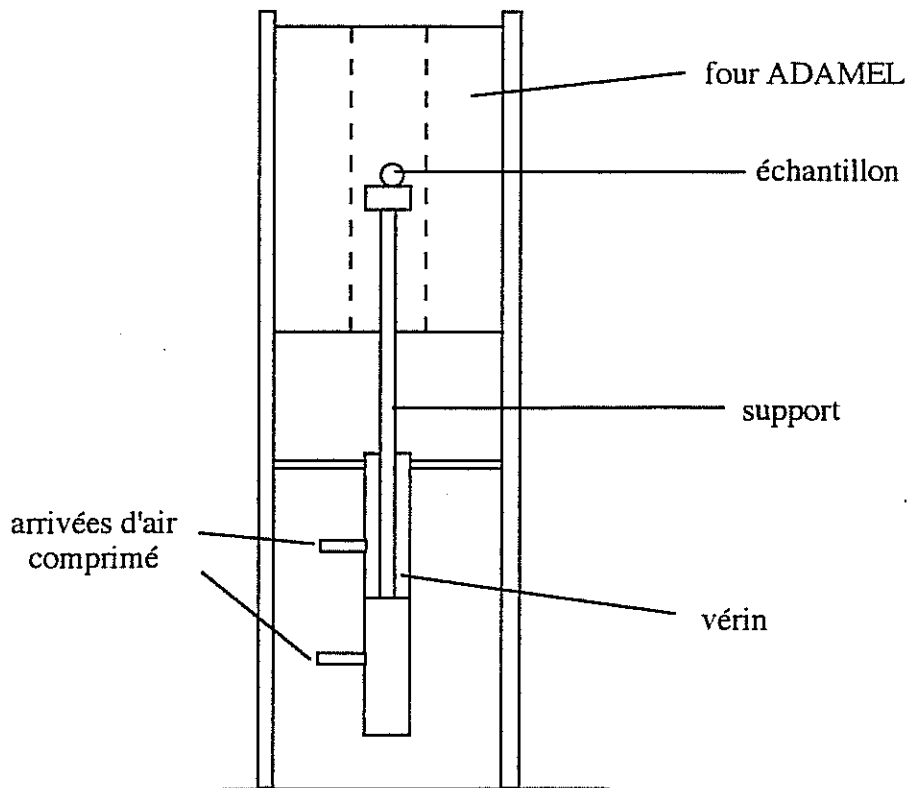


fig. III.12 - Schéma du dispositif de cyclage thermique

Chargement thermique appliqué

Un tel dispositif ne permet évidemment pas de contrôler les vitesses de chauffage et de refroidissement. Ce dernier s'apparente donc à une trempe à l'air. Seule la température maximale et les durées de maintien peuvent être choisies par l'expérimentateur. Les cycles appliqués ont la forme suivante :

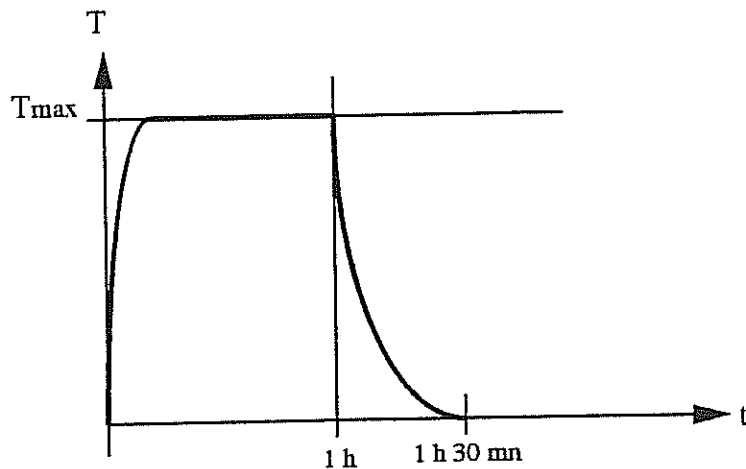


fig. III.13 - Cycle thermique appliqué

Des essais effectués en appliquant des cycles de plus longue durée (2 h à T_{\max} et 1 h à T_{amb}) ont montré que le phénomène de gonflement dépend surtout du nombre de cycles et peu de la période. Les résultats donnés ici concernent des échantillons testés suivant le cycle de la figure III.13, les températures T_{\max} choisies étant de 850, 870 et 900 °C.

Mesure de la densité

Le cyclage thermique étant effectué sous air, l'échantillon est oxydé et décarburé en cours d'essai. Cette décarburation progressive peut perturber la quantification du gonflement par la mesure de densité. D'une part, la couronne de ferrite formée a une dilatation moins importante que le coeur de l'échantillon et peut opposer une résistance au gonflement de celui-ci. D'autre part, la couronne ferritique n'a pas subi autant de cycles $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ que le coeur de l'échantillon. Son gonflement n'est donc que partiel. Une solution pour contourner ce dernier problème est de passer l'échantillon au tour pour retirer la couche de ferrite. L'épaisseur de ferrite à enlever peut être calculée en cumulant le temps passé à haute température et en appliquant l'équation régissant l'évolution du front de décarburation figurant au chapitre II. De plus, lors du passage au tour, il est aisé de contrôler que la couche décarburée a été retirée en examinant la surface de l'éprouvette (la ferrite pure a un aspect clair et brillant, tandis que la fonte présente un aspect plus foncé). Cette solution a aussi l'avantage de donner à l'échantillon une forme parfaitement cylindrique, ce qui permet de déterminer son volume avec précision.

Une fois le volume de l'échantillon connu, il suffit de le peser pour déterminer sa masse volumique. Les masses volumiques des différents échantillons sont reportées dans les tableaux ci-après :

III - PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANIQUES

GS50

nombre de cycles	0	293	160	360	77	170	320
T _{max} (°C)		850	870	870	900	900	900
ρ (kg/m ³)	6980	6060	5270	4825	5870	4646	4600

SiMo

nombre de cycles	0	313	360	77
T _{max} (°C)		850	870	900
ρ (kg/m ³)	7000	6635	4980	6066

On pourra être étonné de la baisse de masse volumique de la fonte SiMo lorsque T_{max} est égal à 850 °C. Cette température est en effet inférieure à la température de début de transformation déterminée par dilatométrie (860 °C). Ceci tend à confirmer l'imprécision de cette méthode pour connaître les températures d'apparition des premiers germes d'austénite. Lors de l'étude concernant la dilatométrie, il avait été précisé que la présence d'austénite était décelable dans cette nuance dès 850 °C sur des coupes métallographiques. Il est alors normal de voir apparaître un faible gonflement lorsque la fonte SiMo est cyclée entre la température ambiante et 850 °C.

L'évolution de l'allongement peut être déduit de la variation de volume par la relation :

$$\Delta g = \frac{dL}{L} = \frac{1}{3} \cdot \frac{dV}{V}$$

où $\frac{dV}{V}$, variation de volume, est égal à $\frac{dv}{v}$, variation de volume massique, puisque la masse de l'échantillon n'évolue pas en cours d'essai.

Les valeurs de Δg, calculées pour chaque échantillon sont reportées dans les tableaux suivants :

GS50

nombre de cycles	0	293	160	360	77	170	320
T _{max} (°C)		850	870	870	900	900	900
Δg	0	0,044	0,082	0,103	0,053	0,114	0,112

SiMo

nombre de cycles	0	313	360	77
T_{\max} (°C)		850	870	900
Δg	0	0,022	0,096	0,045

La figure V.14, reprise de [Schissler, 1993], montre l'évolution de l'allongement d'un échantillon lorsque chaque cycle thermique le porte à l'état entièrement austénitique. Cet allongement se stabilise à une valeur de 0,11 à partir de 200 cycles. L'échantillon de GS50 ayant subi 320 cycles le portant à 900 °C a été testé dans des conditions semblables à l'éprouvette dont l'allongement est représenté sur la figure III.14. L'allongement de 0,113 déterminé pour 320 cycles, que l'on peut considérer comme une valeur asymptotique, est très proche de la valeur relevée dans cette référence.

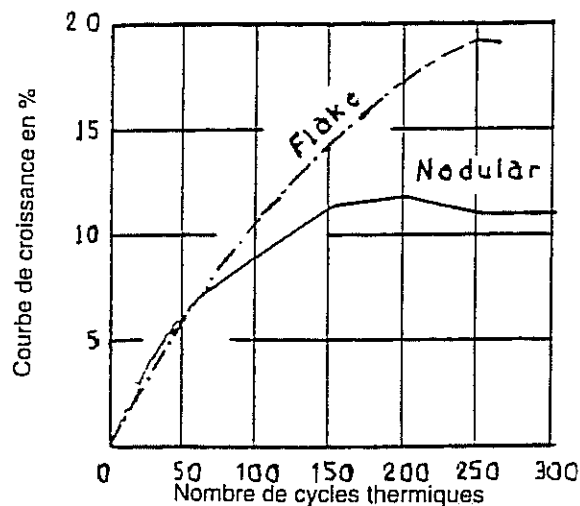


fig. III.14 - Evolution de l'allongement par gonflement [Schissler, 1993]

La loi décrivant l'évolution de Δg n'est pas encore clairement définie. La forme de la courbe indique toutefois que le gonflement peut être décrit par une relation de type :

$$\Delta g = \beta \cdot f_{\gamma} (\Delta g_{\lim} - \Delta g)$$

où Δg_{\lim} est l'allongement maximum, considéré pour la GS50 comme étant égal à 0,114.
 f_{γ} est une grandeur dépendant de la fraction d'austénite transformée.

On suppose alors que l'augmentation de la taille de l'échantillon, due à la quantité de graphite précipité, est proportionnelle à la quantité d'austénite présente à T_{\max} , et que la valeur de Δg_{\lim} lorsque l'échantillon est partiellement austénitique est identique à celle

obtenue pour $T_{\max} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Un exemple de résultat obtenu par simulation numérique à partir d'une loi de ce type figure dans le paragraphe III.3.

III.1.3 - Caractéristiques thermiques

L'évolution des caractéristiques thermiques des matériaux entre l'état brut d'élaboration et l'état décarburé a été étudiée chez RENAULT au service 0852. Les résultats de ces caractérisations thermiques sont reportés sur des notes internes provenant de RENAULT [REN 1,REN 2]

Les caractérisations thermiques des échantillons portent sur quatre grandeurs : le coefficient de dilatation linéaire α , la masse volumique ρ , la capacité thermique massique c_p , et la conductivité thermique λ . L'évolution de la masse volumique n'est pas mesurée, mais calculée à partir de la dilatation linéaire. La masse volumique, la capacité thermique massique et de la diffusivité thermique a , mesurée par méthode "Flash" sont employées pour évaluer la conductivité thermique selon la formule :

$$a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p}$$

La dilatation linéaire et la masse volumique ayant déjà été abordées dans ce chapitre les valeurs mesurées chez RENAULT sont d'ailleurs très proches de celles que nous avons déterminées. On pourra aussi remarquer que le calcul de λ par la formule ci-dessus n'est théoriquement qu'approximatif puisque λ est en réalité dépendant de la température.

Les essais de caractérisation thermique ont été réalisés sur cinq nuances différentes :

- GS50 ferritique brute de coulée
- GS50 ferrito-perlitique brute de coulée
- SiMo brute de coulée
- GS50 "ferrito-perlitique" décarburée
- SiMo décarburée

L'intérêt de l'étude est d'évaluer l'influence de la présence des nodules de graphite sur le comportement thermique des matériaux. On comparera alors la SiMo brute de coulée à la SiMo décarburée, ainsi que la GS50 ferritique brute de coulée à la GS50 "ferrito-perlitique" décarburée, cette dernière étant semblable à une GS50 ferritique décarburée. La GS50 ferrito-perlitique brute d'élaboration n'ayant pas d'équivalent décarburé du point de vue de la structure de la matrice, ses caractéristiques thermiques ne sont pas abordées.

Les résultats des mesures de diffusivité, capacité et conductivité thermiques sont reportés sur les figures III.15, III.16 et III.17. La courbe de variation de la masse volumique, utilisée dans le calcul de la conductivité est représentée sur la figure III.18.

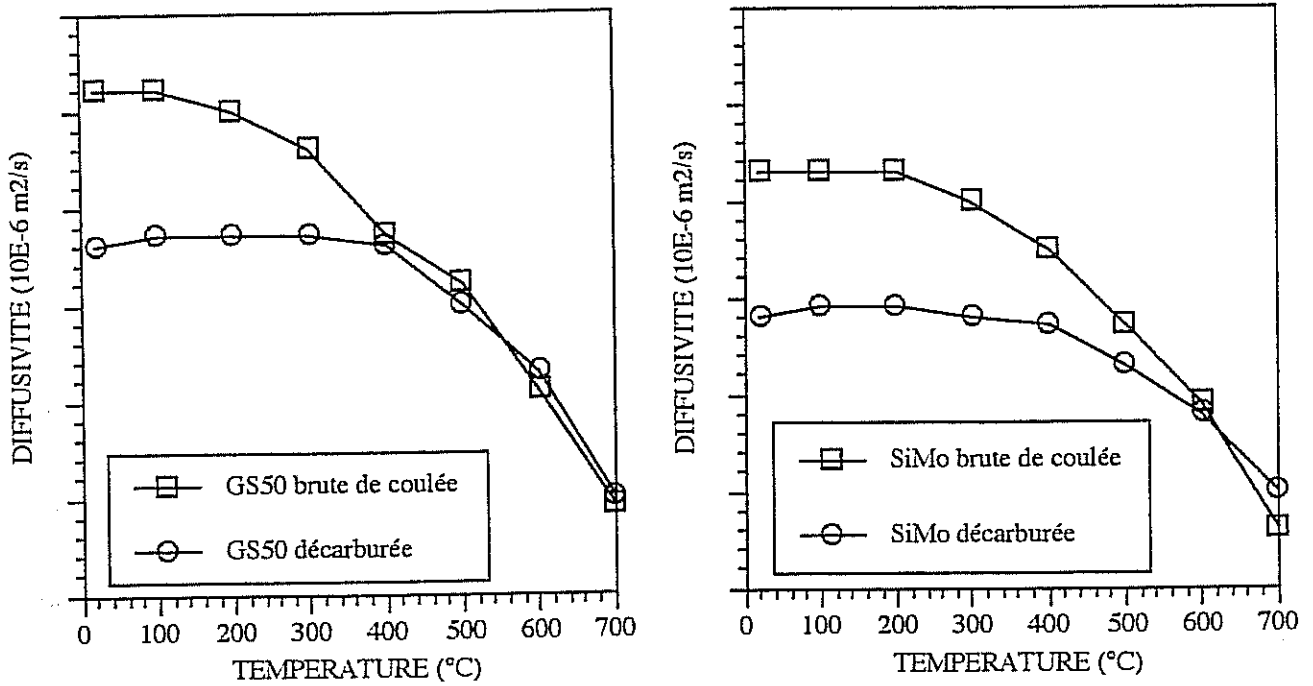


fig. III.15 - Evolution de la diffusivité thermique

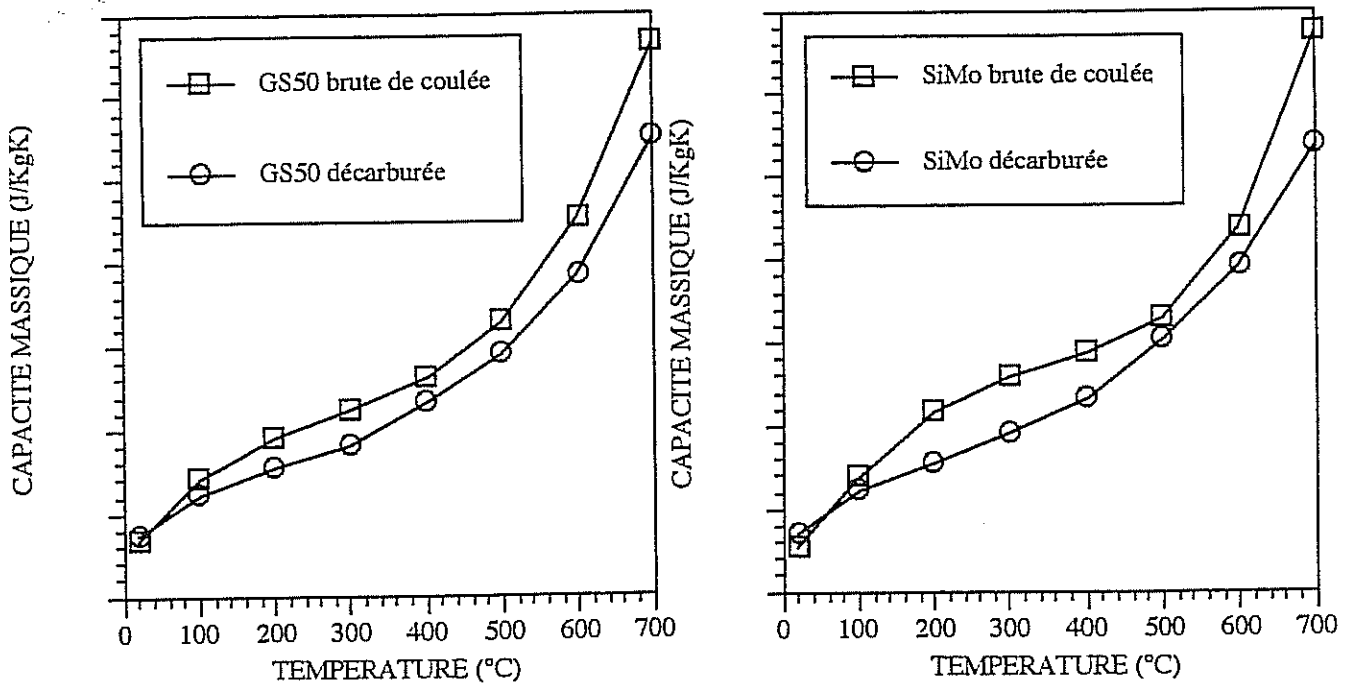


fig. III.16 - Evolution de la capacité thermique massique

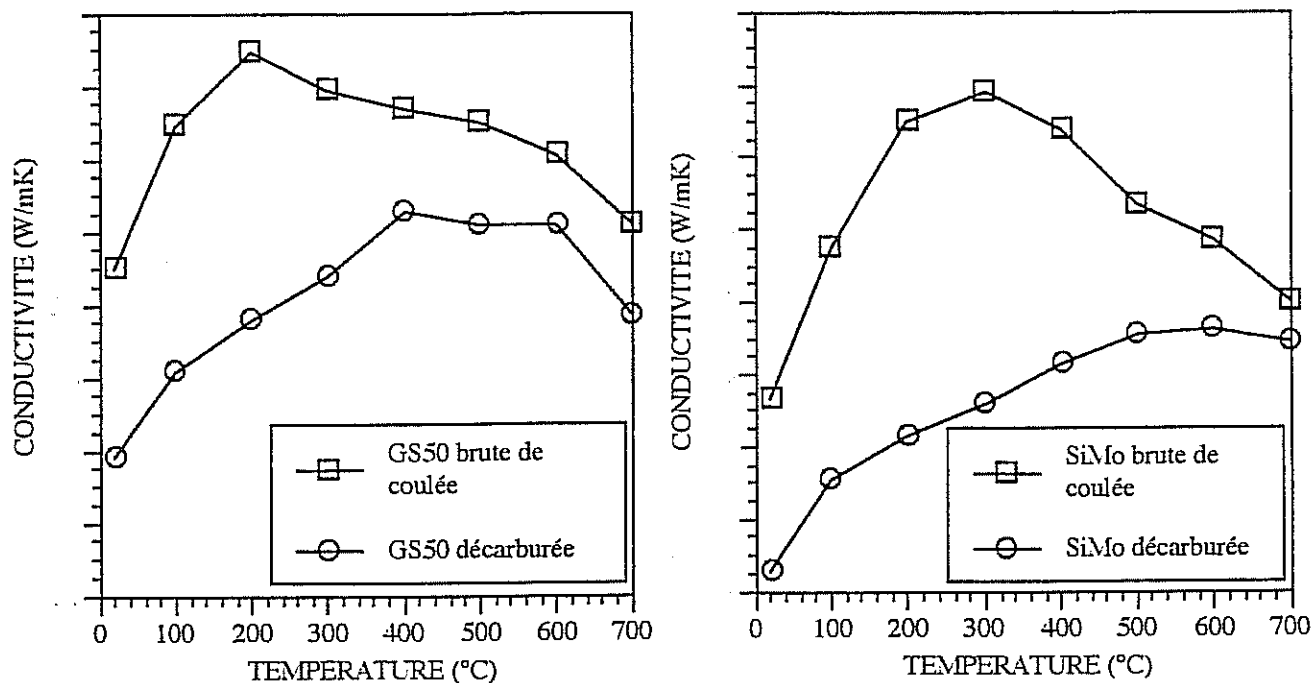


fig. III.17 - Evolution de la conductivité thermique

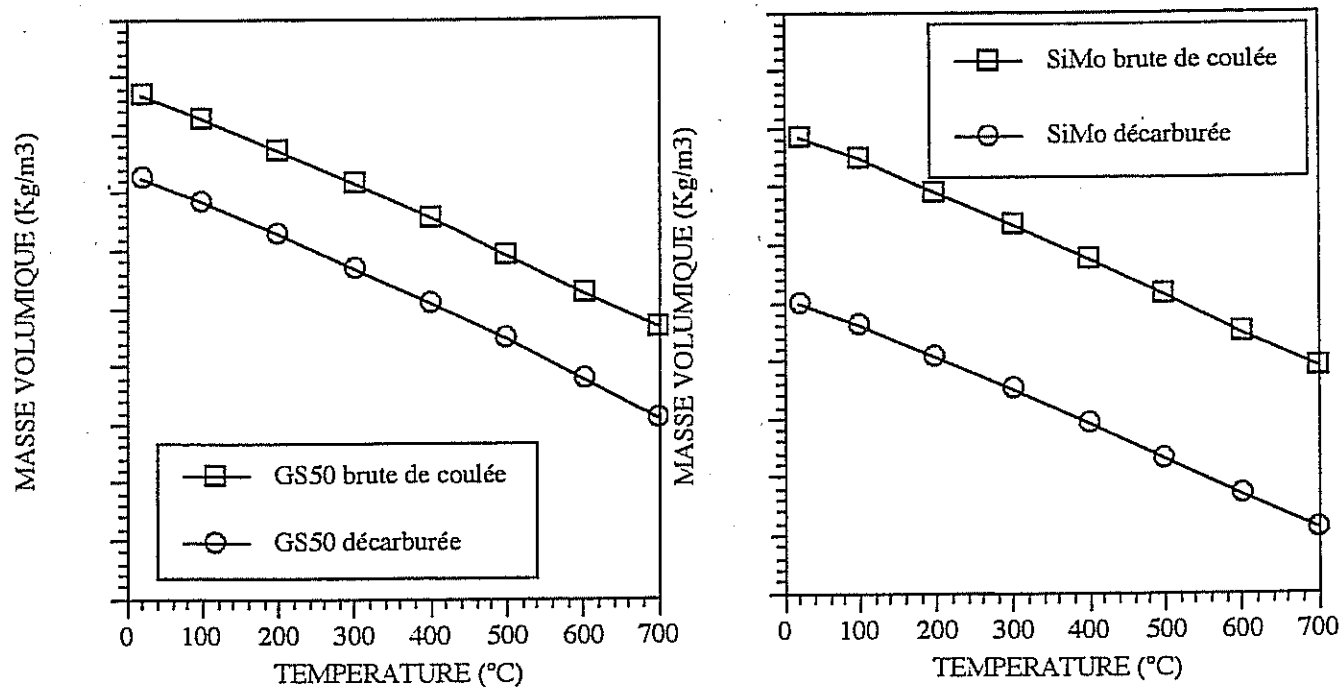


fig. III.18 - Evolution de la masse volumique

Conductivité thermique

La conductivité thermique des fontes est très influencée par la nature et la quantité de graphite, cet élément étant très bon conducteur de chaleur. De ce fait, une fonte perlitique, contenant peu de graphite aura une conductivité thermique inférieure à celle d'une fonte GS, laquelle sera moins conductrice de chaleur qu'une fonte à GL dont le réseau de graphite lamellaire favorise la diffusion thermique.

D'après la bibliographie, la conductivité des fontes GS culmine vers $40 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ pour une température de l'ordre de 200 à 300 °C [TI-PFGO, TI-PFGS]. Cette valeur est supérieure à celle calculée dans notre cas, ce qui pourrait être dû en partie à une masse volumique faible (7000 kg/m^3 au lieu de 7350 kg/m^3 dans la bibliographie). La différence de conductivité entre la GS50 et la SiMo peut être expliquée par la présence de Silicium, cet élément faisant chuter cette grandeur. La grande variation de conductivité entre les fontes brutes de coulée et décarburée montre bien l'influence du graphite sur la diffusion de la chaleur. Toutefois, cette différence s'atténue lorsque la température augmente, devenant quasiment nulle à 700 °C.

Capacité thermique massique

La capacité thermique massique du graphite ($711 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ à 25 °C) est supérieure à celle de la ferrite ($406 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ à 25 °C), leur écart augmentant avec la température. Toutefois, la quantité de graphite étant faible, la capacité thermique moyenne des fontes dépend peu de ce constituant. C'est pourquoi aucune différence n'est observée en comparant les capacités thermiques des fontes brutes d'élaboration et des fontes décarburées.

III.2 - CARACTERISTIQUES MECANQUES

Le but de cette partie est de proposer un modèle de comportement mécanique des fontes GS50 et SiMo afin de pouvoir analyser le comportement des collecteurs à l'aide de calculs par éléments finis. Après avoir mis en évidence la plupart des changements microstructuraux que pouvaient rencontrer les fontes, un choix de conditions expérimentales a pu être fait quant aux températures d'essais et aux différents états des matériaux testés.

Les matériaux pour collecteurs d'échappement étant exposés à des températures élevées, leur comportement est en partie dépendant de la viscosité. Il est alors naturel de vouloir identifier le comportement visqueux par des essais de fluage. De tels essais ont d'ailleurs été effectués chez RENAULT [REN 3]. Néanmoins, lorsqu'on prend connaissance des évolutions microstructurales qui peuvent survenir à température élevée (oxydation, décarburation), on est tenté de privilégier des essais de courte durée afin que les résultats expérimentaux soit peu influencés par ces évolutions.

Les moyens actuels d'identification de lois de comportement permettent de distinguer les effets de viscosité et d'écrouissage à partir d'essais de fatigue oligocyclique. Toutefois, les résultats concernant le comportement différé sont moins riches que s'ils avaient été obtenus à partir d'essais de fluage, car les effets de restauration ne peuvent être appréciés

III.2.1 -Dispositif expérimental

Les essais ont été effectués sur une machine servohydraulique MTS 810. Ce type de machine apporte au manipulateur la possibilité de réaliser des expériences en contrôlant, selon son choix, le déplacement du vérin, la charge appliquée sur l'éprouvette ou la déformation moyenne de la zone utile de l'éprouvette mesurée par un extensomètre. C'est ce dernier mode d'asservissement qui a été utilisé car il permet d'imposer de manière précise les déformations maximales et les vitesses de déformation choisies. Le schéma du dispositif est représenté sur la figure III.19.

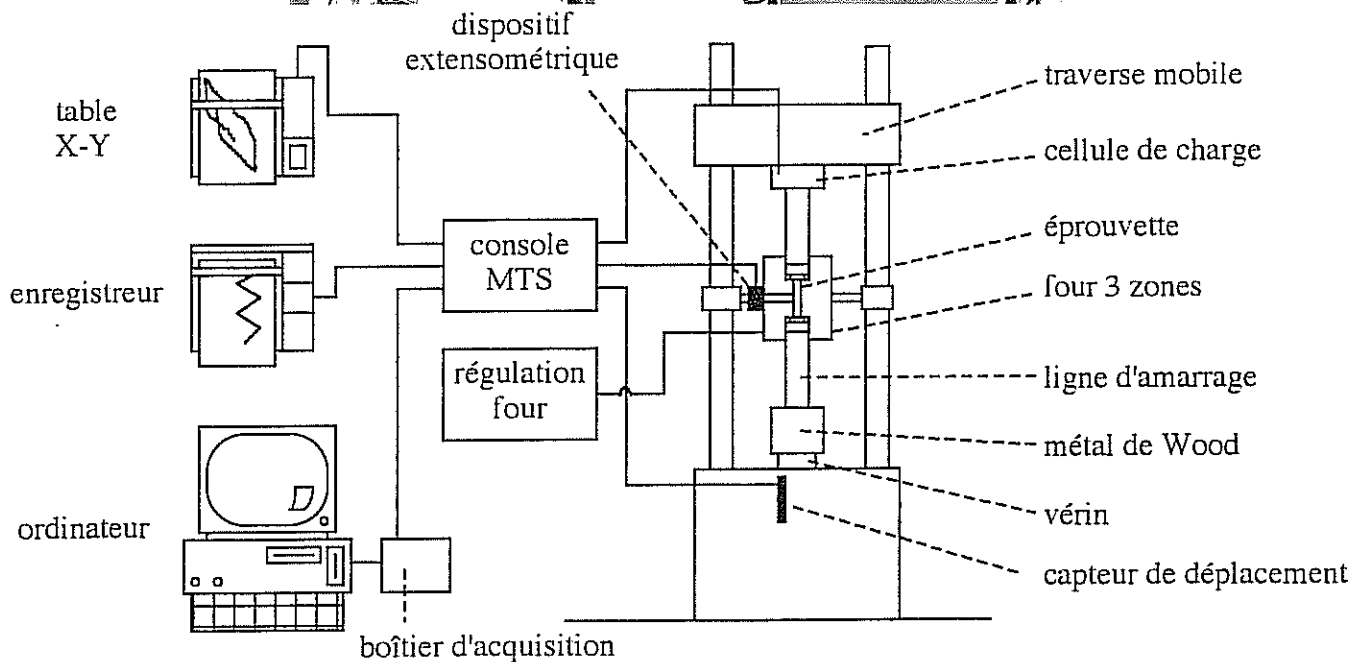
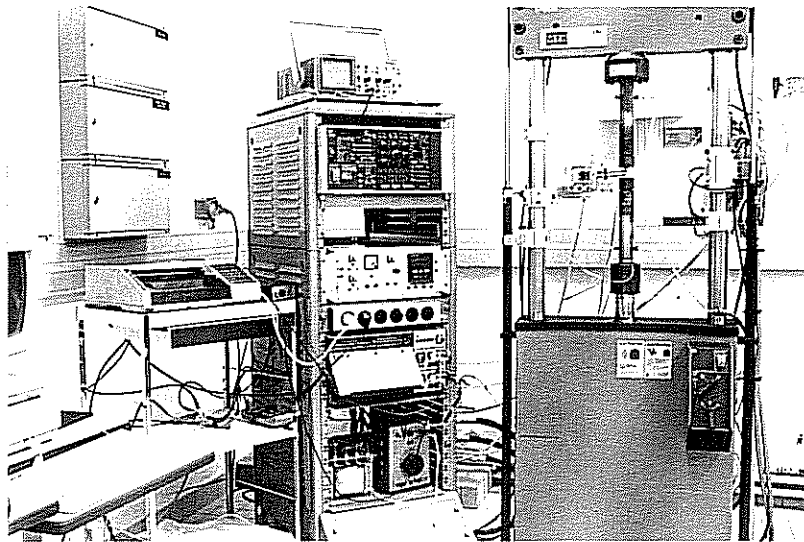


fig. III.19 - Photographie et schéma du dispositif expérimental

Eprouvettes

Les essais de fatigue oligocyclique nécessitent que les efforts soient appliqués parfaitement dans l'axe de l'éprouvette. C'est pourquoi la ligne d'amarrage inférieure est plongée dans un pot de métal de Wood, solidifié alors que la ligne était maintenue parfaitement verticale par une éprouvette factice de forte section. Lors de la compression, le fond des têtes d'amarrage pousse directement sur la base de l'éprouvette. Ces deux surfaces doivent donc être parfaitement rectifiées. De plus, il est préférable que le montage des éprouvettes sur les têtes d'amarrage soit fait sans jeu afin d'éviter les à-coup lors de l'inversion

du signe de la charge. Les têtes d'éprouvettes sont donc placées dans des demi-coquilles maintenues dans les têtes d'amarrage par un écrou qu'il convient de serrer suffisamment (fig. III.20).

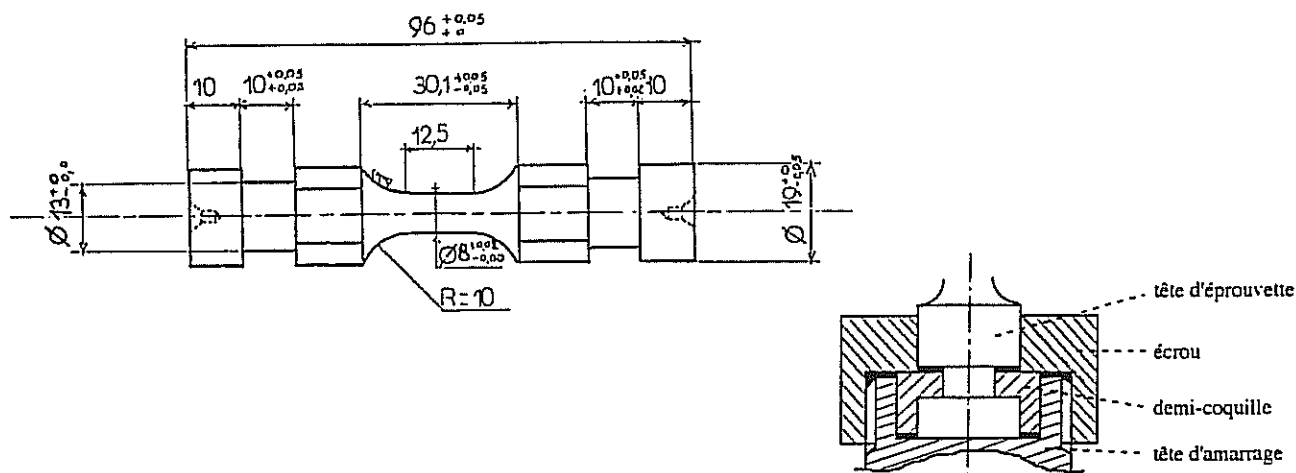


fig.III.20 Epreuve et principe d'amarrage

four

La principale difficulté des essais réalisés à chaud est d'éviter l'apparition d'un gradient thermique dans la base de mesure de l'éprouvette. En règle générale, la température est contrôlée par un thermocouple ligaturé ou soudé au centre du fût de l'éprouvette. La chaleur fournie par le four pour chauffer l'éprouvette est en grande partie absorbée par les têtes d'amarrage dont le chauffage nécessite une quantité d'énergie importante, car proportionnelle à leur volume. Cette dissipation d'énergie conduit à l'établissement d'un gradient thermique dans l'éprouvette, la température étant maximale au niveau du centre du fût. Ce gradient de température, qui peut atteindre 40 °C/cm, rend inhomogène le comportement mécanique dans la base de mesure. Il doit donc être, si possible, annulé.

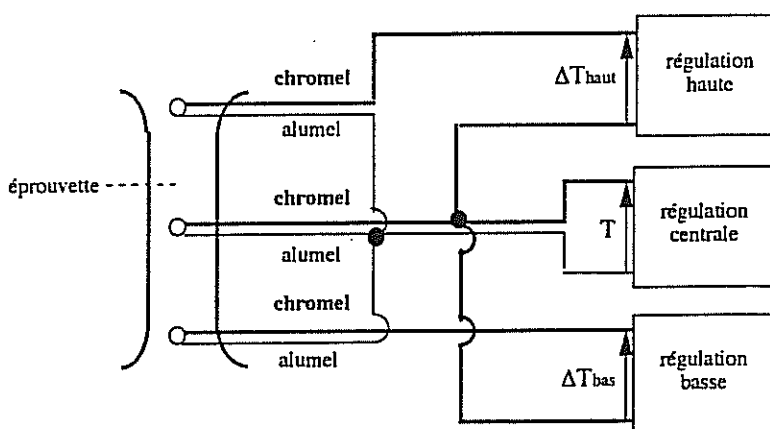


fig. III.21 - principe de régulation de la température

Le four utilisé est un four à lobes elliptiques. L'éprouvette est chauffée par deux lampes de 2000 W chacune dont l'alimentation électrique est modulée par un régulateur EUROTHERM en fonction de la température mesurée par le thermocouple situé au centre de l'éprouvette. Deux autres thermocouples, situés au niveau des têtes de l'éprouvette permettent de mesurer et de minimiser le gradient thermique par l'intermédiaire d'une régulation différentielle faisant varier la tension d'alimentation de deux lampes d'appoint, de 1000 W chacune, placées au niveau de chaque tête d'amarrage (figure III.21).

Dispositif extensométrique

La déformation de la zone utile de l'éprouvette est déterminée en évaluant l'écartement de deux cannes d'alumine articulées dont une extrémité est plaquée contre l'éprouvette par des ressorts. Cet écartement est mesuré par un capteur MTS fixé à l'autre extrémité des tiges d'alumine (fig. III.22). Le four est évidé afin de permettre le passage de l'extrémité des tiges, le reste du dispositif étant à l'extérieur. Il est conseillé d'obturer l'évidement du four par de la laine de roche. On évite ainsi un éventuel échauffement du capteur occasionnant une dérive thermique du signal.

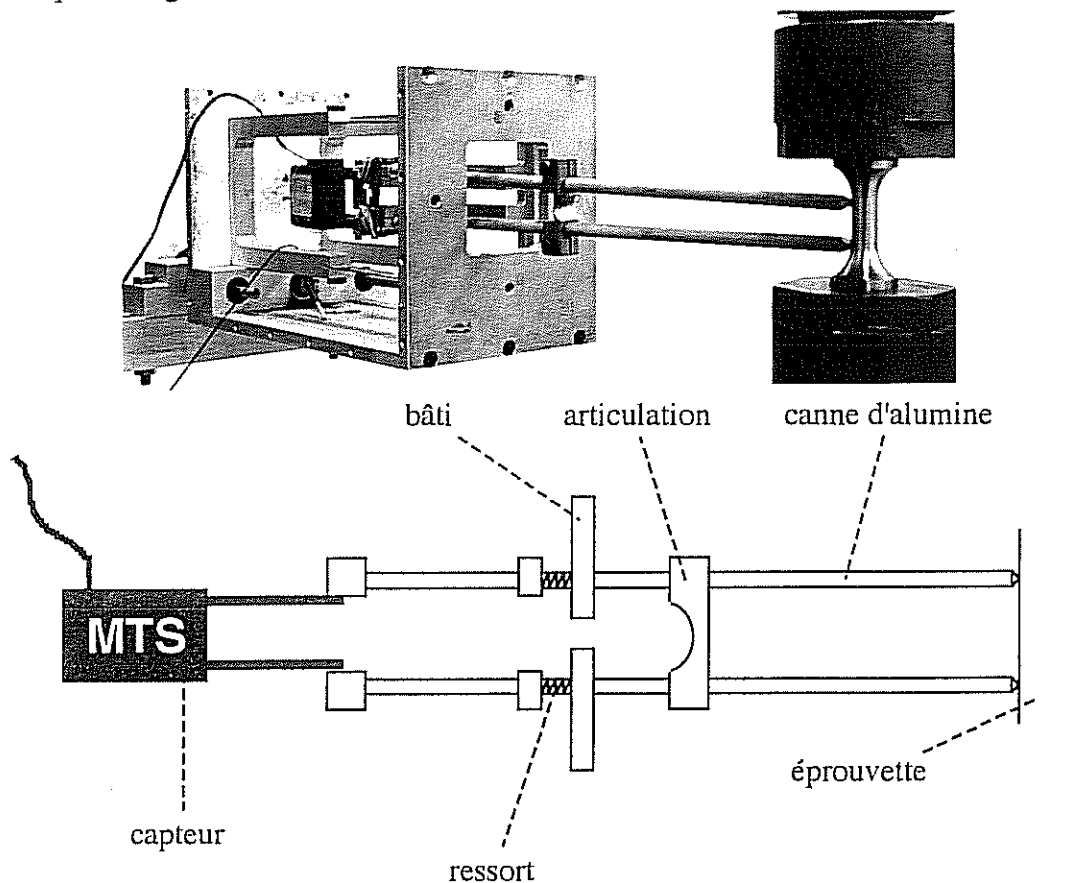


fig III.22 - Photographie et schéma de l'extensomètre

L'étalonnage d'un tel dispositif se fait en plaquant chaque tige d'alumine sur une demi-éprouvette de telle sorte que la variation d'écartement des extrémités des tiges soit identique au déplacement du vérin. On peut alors connaître la tension délivrée par le capteur en fonction de l'ouverture de l'extensomètre, à condition d'avoir défini au préalable une ouverture de référence pour laquelle la tension est connue. Cet étalonnage permet de plus la vérification de la linéarité du signal émis.

III.2.2 - Matériaux et conditions expérimentales

Les matériaux étudiés sont les fontes GS50 et SiMo à l'état brut de coulée ou décarburé, les nuances brutes de coulée pouvant être ferritiques ou austénitiques aux températures d'essai. L'obtention des éprouvettes décarburées nécessite la réalisation préalable d'une ébauche d'éprouvette sur laquelle on effectue le traitement thermique avant de lui donner sa forme définitive. La dimension du diamètre du fût de l'ébauche est calculée à l'aide des cinétiques d'oxydation et de décarburation données au chapitre II. Ce diamètre étant calculé au plus juste afin de réduire le temps de décarburation, il arrive qu'après l'usinage final de l'éprouvette, quelques piqûres d'oxyde persistent sur son fût. Son diamètre doit donc être réduit jusqu'à disparition des traces d'oxydation.

Les températures d'essai ont été choisies afin de couvrir la gamme de températures à laquelle est soumis un collecteur d'échappement en service. Elles peuvent varier avec le matériau testé et sont énumérées ci-dessous :

- GS50 brute de coulée : 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600°C, 700 °C et 900 °C
- SiMo brute de coulée : 300°C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C et 910 °C
- GS50 décarburée : 400°C, 700 °C et 900 °C
- SiMo décarburée : 400°C, 700 °C et 900°C

Les températures de 900 °C pour la GS50 et 910 °C pour la SiMo ont été fixées afin d'être sûr que le matériau soit complètement austénitique. Pour chacune des températures citées, le programme d'essais réalisés sur l'éprouvette est le suivant :

$\epsilon = \pm 0,2 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$
$\epsilon = \pm 0,3 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$
$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$
$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$
$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-5} s^{-1}$
$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$
$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$
$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$

Ce programme permet aussi bien d'étudier l'écrouissage cyclique que les effets de vitesse ou d'histoire. Pour chaque sollicitation, les cycles sont répétés jusqu'à stabilisation du comportement.

Des essais complémentaires ont été réalisés sur la fonte GS50 afin de connaître son comportement dans un intervalle de températures proches des températures de transformation allotropique.

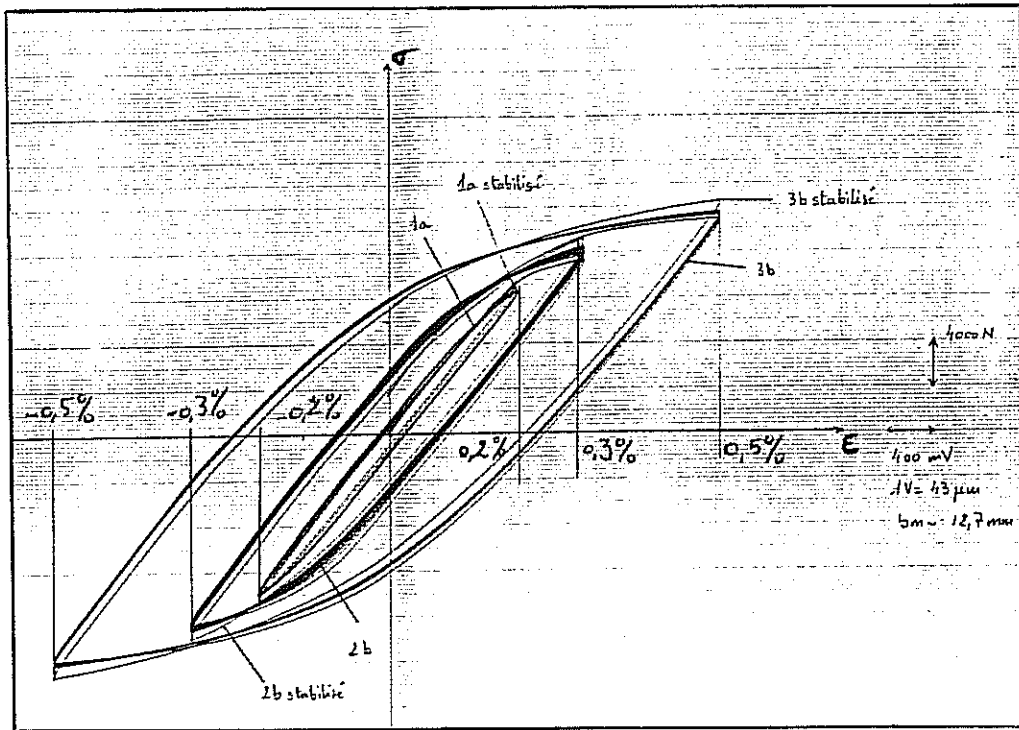
III.2.3 - Présentation des modèles utilisés

Différents modèles, élasto-plastiques ou élasto-viscoplastiques peuvent être utilisés pour décrire le comportement mécanique des fontes GS. La lecture de rapports d'études sur le comportement de ces matériaux conduit à privilégier l'emploi de lois faisant intervenir la viscosité [Hamata, 1992]. Les premiers résultats d'essais de fatigue oligocyclique vont permettre de préciser le type de modèle à retenir.

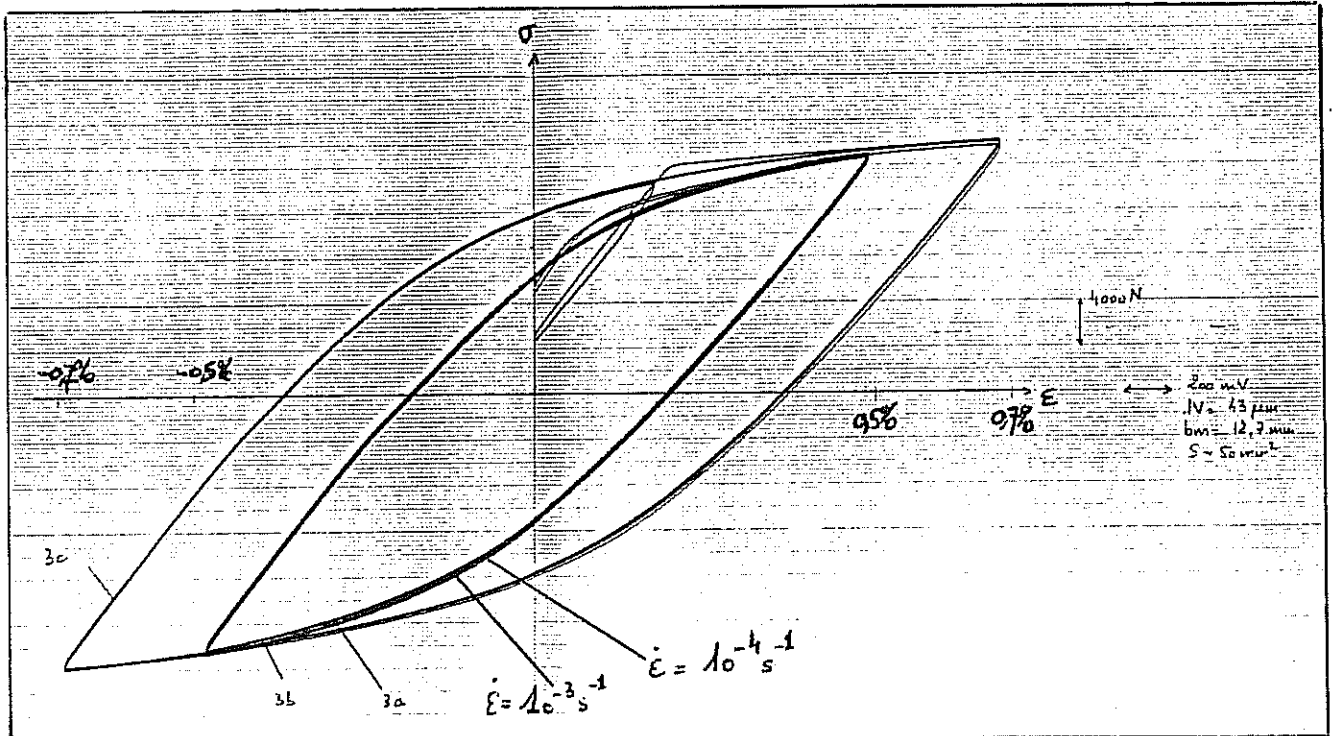
La figure *III.23* montre des courbes de fatigue enregistrées lors d'essais réalisés sur une éprouvette de fonte GS50 à la température de 300 °C. La figure de gauche représente la courbe contrainte-déformation d'un essai effectué entre $\pm 0,2\%$, $\pm 0,3\%$ et $\pm 0,5\%$ de déformation à une vitesse de 10^{-3} s^{-1} . La forme de la courbe montre la nécessité d'employer un modèle incluant un terme d'écrouissage cinématique non linéaire. On peut de plus observer un phénomène de durcissement cyclique. La courbe de droite représente, entre autres, des cycles stabilisés d'essais réalisés entre $\pm 0,5\%$ de déformation à diverses vitesses de sollicitation (10^{-3} , 10^{-4} s^{-1}). L'analogie entre les courbes obtenues montre que les effets de la viscosité sont négligeables à la température considérée. Cette faible dépendance de la vitesse peut être représentée par un modèle élasto-viscoplastique dont les coefficients de viscosité sont choisis de manière appropriée.

La figure *III.24* représente des courbes de fatigue oligocyclique pour des sollicitations mécaniques analogues à celles de la figure *III.23*, mais pour une température de 600 °C. On voit sur la courbe du bas que les effets de vitesse sont apparus avec l'accroissement de la température d'essai, ce qui montre que le modèle utilisé devra tenir compte de la viscosité. La courbe du haut montre que le durcissement cyclique est moins prononcé, mais toujours présent. Une comparaison entre les figures *III.23* et *III.24* met en évidence la chute du module d'Young et de la limite d'élasticité avec l'élévation de la température.

III - PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANIQUES

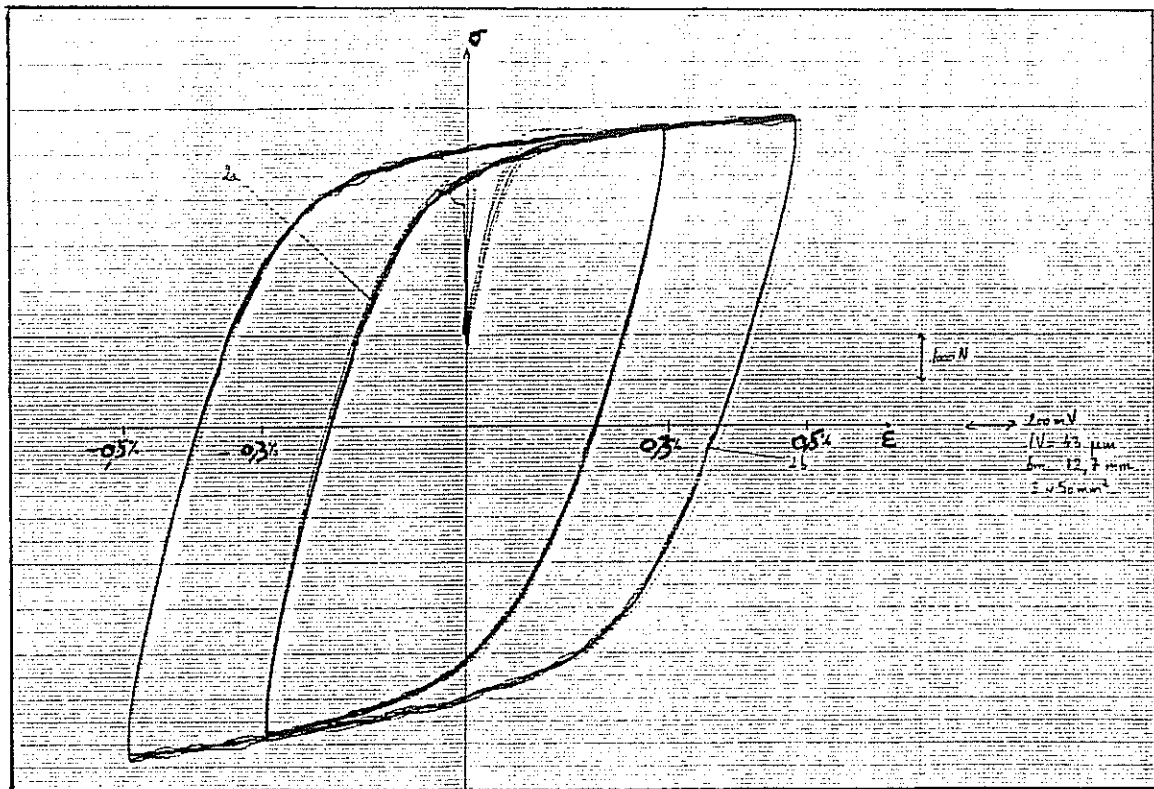


Ecrrouissage cyclique

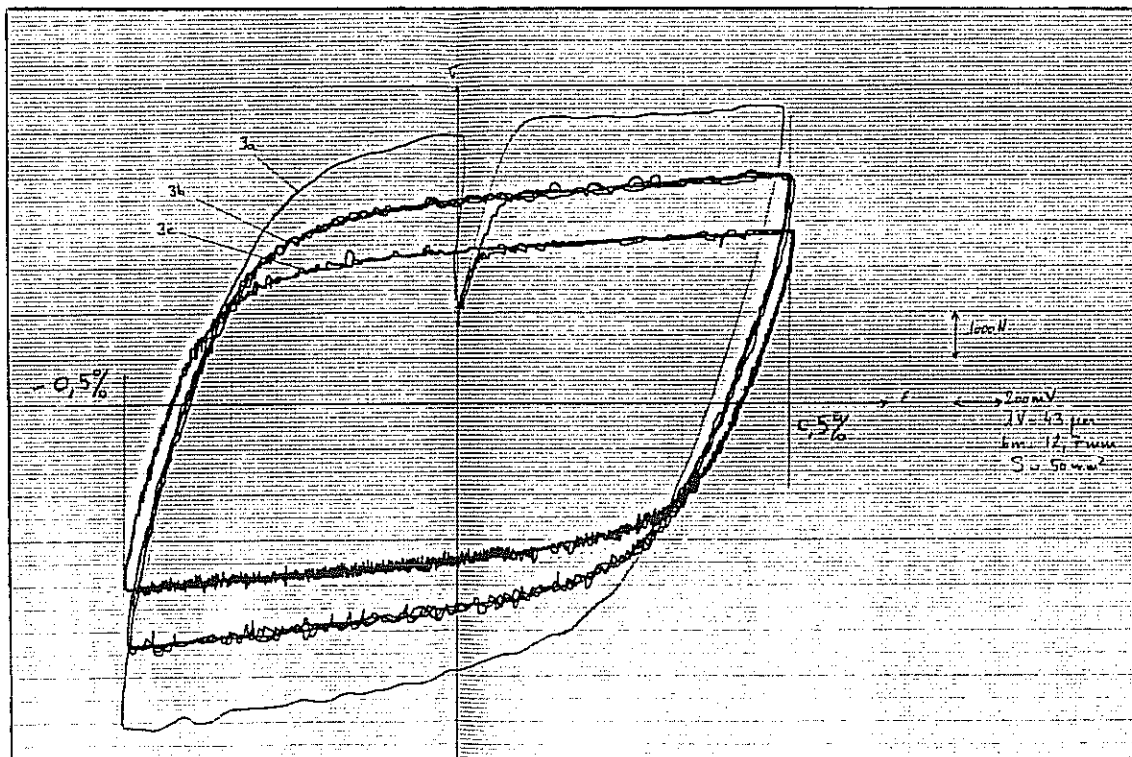


Effet de la vitesse de sollicitation

fig. III.23 - Courbes de fatigue réalisées sur fonte GS50 à 300°C



Ecrouissage cyclique



Effet de la vitesse de sollicitation

fig. III.24 - Courbes de fatigue réalisée sur fonte GS 50 à 600°C

Cadre général

Les modèles retenus dans cette étude entre dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles [Lemaitre, 1985]. Dans ce type d'approche, on postule que l'état thermodynamique d'une particule matérielle d'un milieu continu est, à un instant donné, complètement défini par la connaissance à cet instant des valeurs d'un nombre fini de variables d'état observables et internes (méthode de l'état local). Cette approche est issue de l'application à un élément de volume des premier et deuxième principes de la thermodynamique. Dans l'hypothèse des petites perturbations, le premier principe conduit à l'équation :

$$\rho \dot{e} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} + r - \text{div} \vec{q} \quad (\text{éq. III.3})$$

où e est l'énergie interne massique

r est la densité volumique de production interne de chaleur

\vec{q} est le vecteur courant de chaleur.

Le deuxième principe, en postulant que la production d'entropie est supérieure à la chaleur reçue divisée par la température, conduit à l'inégalité de Clausius-Duhem :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} - \rho(\dot{\psi} - s\dot{T}) - \vec{q} \cdot \frac{\vec{\nabla} T}{T} \geq 0 \quad (\text{éq. III.4})$$

où s est l'entropie massique

ψ est l'énergie libre donnée par $\psi = e - Ts$.

Les variables observables sont la température T et le tenseur des déformations $\underline{\underline{\epsilon}}$. Les variables internes sont introduites afin de prendre en compte l'histoire passée dont dépend l'état lorsque se produisent des phénomènes dissipatifs. Deux de ces variables sont données par la partition de la déformation totale :

$$\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{\epsilon}}^e + \underline{\underline{\epsilon}}^p$$

où $\underline{\underline{\epsilon}}^p$ est la déformation viscoplastique et $\underline{\underline{\epsilon}}^e$ est la déformation thermoélastique.

D'autres variables internes sont introduites afin de décrire les phénomènes d'écrouissage isotrope et cinématique. L'état d'écrouissage cinématique est représenté par une variable tensorielle $\underline{\underline{\alpha}}$, parfois assimilée à la déformation viscoplastique $\underline{\underline{\epsilon}}^p$. L'état d'écrouissage isotrope est représenté par la variable scalaire q , souvent choisie comme étant la déformation plastique cumulée p , définie par :

$$p = \int_0^t \left[\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p(\tau) : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p(\tau) \right]^{1/2} d\tau$$

Potentiel thermodynamique et dissipation

L'énergie libre peut être choisie comme potentiel thermodynamique. Dans l'hypothèse d'évolutions isothermes, elle dépend de quatre variables :

$$\psi = \psi(\underline{\underline{\varepsilon}}, \underline{\underline{\varepsilon}}^p, \underline{\underline{\alpha}}, q)$$

En supposant le découplage entre le comportement élastique et l'écrouissage, ce terme peut être décomposé en :

$$\psi(\underline{\underline{\varepsilon}}, \underline{\underline{\varepsilon}}^p, \underline{\underline{\alpha}}, q) = \psi_e(\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) + \psi_p(\underline{\underline{\varepsilon}}^p, \underline{\underline{\alpha}}, q)$$

Les variables associées aux variables d'état sont respectivement :

$$\text{le tenseur des contraintes : } \underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^e}$$

$$\text{le tenseur de l'écrouissage cinématique : } \underline{\underline{X}} = \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\alpha}}}$$

$$\text{la variable d'écrouissage isotrope : } R = \frac{\partial \psi}{\partial q}$$

Si, de plus, on ajoute une composante linéaire à l'écrouissage cinématique, la force thermodynamique associée à $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ est une quantité Y définie par :

$$Y = H \underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\sigma}}$$

où H est le coefficient de l'écrouissage cinématique linéaire.

Ces lois de comportement appliquées aux termes de l'inégalité de Clausius-Duhem permettent d'exprimer la positivité de la dissipation Φ qui, dans le cas d'évolutions isothermes peut s'écrire sous la forme :

$$\Phi = - \left[\left(-\underline{\underline{\sigma}} + \rho \frac{\partial \psi_p}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^p} \right) : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p + R \dot{q} + \underline{\underline{X}} : \dot{\underline{\underline{\alpha}}} \right] \geq 0 \quad (\text{éq. III.5})$$

Lois complémentaires

Les lois de comportement ne peuvent être complètement définies par le potentiel thermodynamique. L'évolution des variables internes doit être décrite à l'aide de lois complémentaires qui doivent obligatoirement vérifier l'inégalité de Clausius-Duhem (éq. III.5) afin que le processus de dissipation soit thermodynamiquement admissible. Pour s'assurer de la positivité de la dissipation, on suppose l'existence d'un pseudo-potentiel de dissipation $\varphi^*(\underline{\dot{\epsilon}}^p, \underline{\dot{\alpha}}, \dot{q})$, fonction positive, convexe et nulle à l'origine. La propriété de normalité permet alors d'exprimer les lois complémentaires :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^p = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial \underline{Y}} \quad \underline{\dot{\alpha}} = -\frac{\partial \varphi^*}{\partial \underline{X}} \quad \dot{q} = \frac{\partial \varphi^*}{\partial R} \quad (\text{éq. III.6})$$

On peut alors en déduire l'expression de la dissipation :

$$\Phi = \underline{Y} : \frac{\partial \varphi^*}{\partial \underline{Y}} + \underline{X} : \frac{\partial \varphi^*}{\partial \underline{X}} + R \frac{\partial \varphi^*}{\partial R} \quad (\text{éq. III.7})$$

Evolution du domaine d'élasticité

L'utilisation de lois faisant intervenir des phénomènes dissipatifs nécessite de définir un domaine d'élasticité en dehors duquel ces lois doivent être appliquées. Ce domaine est délimité par une surface de charge d'équation :

$$f = J_2(-\underline{Y} - \underline{X}) - R - R_0 = 0$$

où R_0 est la limite d'élasticité initiale du matériau

$$\text{et} \quad J_2(-\underline{Y} - \underline{X}) = \left[\frac{3}{2}(-\underline{Y} - \underline{X}) : (-\underline{Y} - \underline{X}) \right]^{1/2}$$

En plasticité, la taille de ce domaine et sa position dans l'espace des contraintes, varient avec l'état d'écrouissage du matériau de telle sorte que la fonction f ne soit jamais positive. En viscoplasticité, l'état de contraintes peut sortir du domaine d'élasticité. Il se produit alors un écoulement tendant à ramener l'état de contraintes sur la frontière du domaine d'élasticité. La vitesse d'écoulement est alors d'autant plus grande que la valeur de f est élevée (fig. III.26).

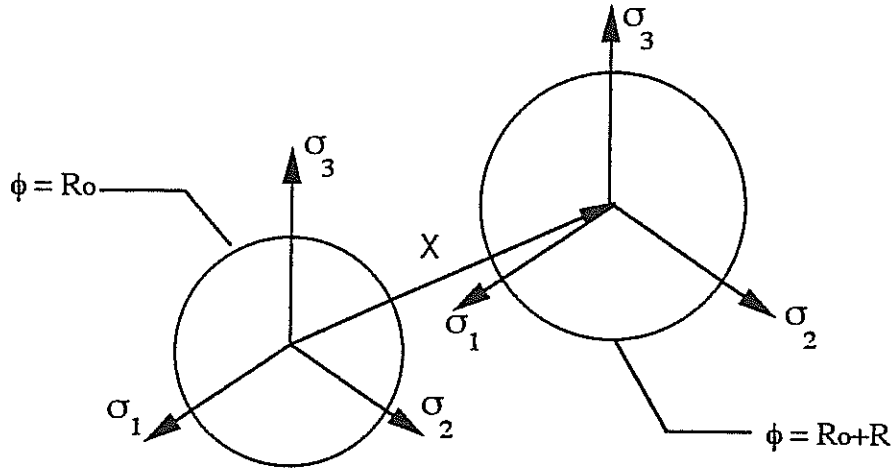


fig. III.26 - Représentation du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes

De nombreux modèles peuvent être construits pour décrire le comportement des matériaux dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles. Ces modèles ont tous en commun la nécessité de vérifier la positivité de la dissipation. On a vu qu'une façon de s'en assurer est de faire dériver les lois complémentaires d'un pseudo-potentiel de dissipation. Les modèles construits selon ce schéma sont qualifiés de modèles standard généralisés. Etant complètement définis par la donnée de deux potentiels, ils conduisent à des lois de comportement réputées assez peu flexibles qui ne permettent pas de décrire certains comportements. Pour se donner plus de liberté, on est parfois amené à définir des lois d'évolution qui ne dérivent plus d'un potentiel de dissipation. On parle alors de modèle non standard.

Modèle standard

La première étape de notre démarche d'identification des lois de comportement consiste à comparer la qualité des simulations réalisées à l'aide d'un modèle standard et d'un modèle non standard. Ces lois sont bien sûr identifiées pour les deux modèles à partir des mêmes résultats expérimentaux, issus d'essais réalisés sur la fonte SiMo brute de coulée à différentes températures (300°C, 500°C, 600°C, 700°C).

Le modèle standard choisi inclut de l'écrouissage isotrope, de l'écrouissage cinématique linéaire et non linéaire. Pour une sollicitation uniaxiale et isotherme, le potentiel thermodynamique s'écrit :

$$\rho\psi(\varepsilon, \varepsilon_p, \alpha, q) = \rho\psi_e(\varepsilon_e = \varepsilon - \varepsilon_p) + \frac{1}{2}H\varepsilon_p^2 + \frac{1}{2}C\alpha^2 + \frac{1}{2}bQq^2$$

Les lois d'état qui en résultent sont :

$$\begin{aligned}\sigma &= \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^e} = E\varepsilon^e \\ Y &= \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^p} = -\sigma + \frac{1}{2}H\varepsilon^p \\ X &= \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha} = C\alpha \\ R &= \frac{\partial \psi}{\partial q} = bQq\end{aligned}$$

Les lois d'évolution sont issues d'un pseudo-potentiel de dissipation $\phi^*(Y, X, R) = \Omega(F)$:

$$-\dot{\varepsilon}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial Y} \quad -\dot{q} = \frac{\partial \Omega}{\partial R} \quad -\dot{\alpha} = \frac{\partial \Omega}{\partial X}$$

$$\text{avec} \quad \Omega(F) = \frac{K}{n+1} \left[\frac{\sup(0, F)}{K} \right]^{n+1}$$

où $F = f(Y, X, R) + G(R) + H(X)$ est la fonction définissant le domaine d'élasticité ($F \leq 0$).

$$f(Y, X, R) = |-Y - X| - R - R_0 \quad G(R) = \frac{1}{2} \frac{R^2}{Q} \quad H(X) = \frac{1}{2} \frac{D}{C} X^2$$

Les lois d'évolution peuvent alors s'écrire :

$$\begin{aligned}-\dot{\varepsilon}^p &= \frac{\partial \Omega}{\partial Y} = \Omega'(F) \frac{\partial F}{\partial Y} = -\text{sign}(-Y - X) \Omega'(F) \\ -\dot{q} &= \frac{\partial \Omega}{\partial R} = -\Omega'(F) \frac{\partial F}{\partial R} = -\left(\frac{R}{Q} - 1\right) \Omega'(F) \\ -\dot{\alpha} &= \frac{\partial \Omega}{\partial X} = -\left[-\text{sign}(-Y - X) + \frac{D}{C} X\right] \Omega'(F)\end{aligned}$$

ou encore, en appliquant les lois d'état :

$$\dot{\epsilon}^P = \text{sign}(-Y - X)\Omega'(F) \quad \dot{\alpha} = \dot{\epsilon}^P - D\alpha\Omega'(F) \quad \dot{q} = (1 - bq)\Omega'(F)$$

Modèle non standard

Le modèle non standard retenu est très classique puisqu'il s'agit du modèle de Chaboche [Chaboche, 1989]. Le potentiel thermodynamique et les lois d'état sont identiques à ceux du modèle précédemment étudié. La différence provient de la façon dont sont introduites les lois d'évolution.

Le domaine d'élasticité est ici défini par: $f(X, Y, R) = |-Y - X| - R - R_0$

Dans ce modèle, les lois d'évolution dépendent d'un multiplicateur viscoplastique λ , dépendant de f et que l'on choisit classiquement sous la forme :

$$\lambda(f) = \left[\frac{\sup(0, f)}{K} \right]^n$$

Il est possible de faire dériver les lois d'évolution d'un "potentiel" F défini par :

$$F(Y, X, R) = |-Y - R| - R - R_0 + \frac{1}{2} \frac{D}{C} X^2 + \frac{1}{2} \frac{R^2}{Q}$$

Les lois d'évolution s'écrivent alors :

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}^P &= \lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma} = -\lambda \frac{\partial F}{\partial Y} = \lambda \text{sign}(-Y - X) \\ \dot{\alpha} &= -\lambda \frac{\partial F}{\partial X} = \lambda \left[\text{sign}(-Y - X) - \frac{D}{C} X \right] \\ \dot{q} &= -\lambda \frac{\partial F}{\partial R} = \lambda \left(1 - \frac{R}{Q} \right) \end{aligned}$$

Si on applique les lois d'état, on trouve :

$$\dot{\epsilon}^P = \lambda \text{sign}(-Y - X) \quad \dot{\alpha} = \dot{\epsilon}^P - D\alpha\lambda \quad \dot{q} = \lambda(1 - bq)$$

Les lois d'évolution sont identiques pour les deux modèles puisque les multiplicateurs viscoplastiques λ et $\Omega'(F)$ peuvent être tous deux identifiés à l'évolution \dot{p} de la déformation plastique cumulée :

$$\dot{p} = \Omega'(F) = \left[\frac{\sup(0, F)}{K} \right]^n \quad \dot{p} = \lambda = \left[\frac{\sup(0, f)}{K} \right]^n$$

Ces deux modèles sont donc très comparables puisqu'ils s'appuient sur le même potentiel thermodynamique, les mêmes lois d'état et le même jeu de coefficients matériau : le module d'élasticité E , le seuil d'écoulement initial R_0 , les coefficients de viscosité K et n , le coefficient de l'écrouissage cinématique linéaire H , les coefficients de l'écrouissage cinématique non linéaire C et D , et les coefficients de l'écrouissage isotrope Q et b . Par contre, ils ne sont pas équivalents, ni du point de vue mécanique, ni du point de vue thermodynamique. La différence majeure se situe dans l'expression de la fonction donnant la limite du domaine d'élasticité sur laquelle on peut s'appuyer pour définir un éventuel pseudo-potentiel de dissipation. Il apparaît donc intéressant de confronter ces deux modèles à des observations expérimentales afin de comparer leurs capacités prédictives.

III.2.4 - Méthodologie de l'identification

La loi de comportement obtenue à l'aide du modèle précédent fait intervenir un certain nombre de coefficients dont la détermination est rendue possible par le logiciel d'identification SiDoLo. Celui-ci permet de déterminer, de façon générale, les coefficients $[A]$ du modèle de manière à ce que les écarts, pour l'ensemble des expériences retenues, entre les observations expérimentales $[Z(t)]$ et les simulations du modèle $[Z^*(t)]$ soient les plus faibles possibles. Toutes les expériences ayant été réalisées à déformation imposée, ce problème est formulé mathématiquement en introduisant une fonctionnelle qui mesure, pour un jeu de coefficients donné, la distance entre les prévisions du modèle et la réalité physique représentée par une série finie d'observations expérimentales. Cette fonctionnelle $L([A])$ peut s'écrire formellement :

$$L([A]) = \sum_{k \in B} \frac{1}{T_k} \int_0^{T_k} \frac{[\sigma(t) - \sigma^*(t)]^2}{\Delta \sigma^2} dt$$

où T_k est l'intervalle d'observation entre la $k^{\text{ième}}$ expérience de la base expérimentale B considérée et $\Delta \sigma$, une estimation des erreurs de mesure permettant de donner plus de poids dans la fonctionnelle à minimiser aux variables mesurées avec une bonne précision. Dans la pratique, l'intégrale est approchée par une somme finie, la distance entre la simulation du

modèle et les observations expérimentales n'étant évaluée que par une suite finie d'instantanés d'observation (t_1, t_2, \dots, t_n).

La résolution du problème d'optimisation fait appel à des méthodes numériques itératives pour minimiser $L([A])$. L'algorithme d'optimisation combine deux techniques classiques de minimisation : la méthode de la plus grande pente, qui est utilisée au début de la procédure pour améliorer l'estimation initiale des coefficients, et une variante de la méthode de Newton, pour accélérer la convergence dans la phase terminale de l'identification. Le logiciel intègre des possibilités de simulation qui couvrent une classe importante de modèles. Deux types de formulation de lois de comportement sont implantés dans le programme lui-même [Pilvin, 1990]. Dans notre cas, nous utilisons un modèle à variables internes, notées $[Y] = (y_1, y_2, \dots, y_r)$ qui nécessite, pour l'évaluation des variables observables, la résolution d'un système d'équations différentielles du premier ordre qui peut être écrit sous la forme :

$$\frac{d[Y]}{dt} = [F([Y], [A], t)] \quad \text{avec} \quad [Y(t_0)] = [Y_0] \quad \text{et} \quad [Z] = [G([Y], [A], t)]$$

III.2.5 - Résultats et analyse

La comparaison entre les deux modèles a été effectuée à partir de résultats d'essais réalisés sur la fonte SiMo brute de coulée à des températures de 300, 500, 600 et 700 °C. Les capacités prédictives de chacun des modèles sont jugées en fonction de la somme des écarts entre les contraintes calculées et les contraintes mesurées, cette somme étant faite sur l'ensemble de la base expérimentale. Pour une même température, la comparaison nécessite que l'identification soit faite à partir de la même base. Celle-ci doit être choisie judicieusement en fonction du comportement pressenti au regard des résultats d'essai. A titre d'exemple, cette base est donnée pour deux des températures :

300 °C	$\varepsilon = \pm 0,2 \%$	$\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{s}^{-1}$	1 ^e cycle
	$\varepsilon = \pm 0,3 \%$	$\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{s}^{-1}$	1 ^e , 2 ^e et 60 ^e cycle (stabilisé)
	$\varepsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{s}^{-1}$	1 ^e , 2 ^e , 3 ^e et 15 ^e cycle (stabilisé)

On voit ici que tous les essais choisis ont été réalisés à la vitesse de 10^{-3}s^{-1} . La viscosité n'ayant aucun effet à cette température, il aurait été inutile d'identifier le comportement pour d'autres vitesses de sollicitation. Par contre, l'effet de durcissement cyclique est important lorsque la déformation imposée est au moins égale à 0,3 % (à 0,2 % de déformation, le matériau sort à peine du domaine d'élasticité). C'est pourquoi plusieurs cycles sont nécessaires pour identifier les paramètres des lois d'évolution de l'écrouissage.

III - PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANIQUES

600 °C	$\epsilon = \pm 0,2 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$	1 ^e , 2 ^e et 46 ^e cycle (stabilisé)
	$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$	10 ^e cycle
	$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$	20 ^e cycle
	$\epsilon = \pm 0,5 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-5} s^{-1}$	2 ^e cycle
	$\epsilon = \pm 0,7 \%$	$\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$	20 ^e cycle

Dans ce cas, la loi de comportement a été identifiée sur des cycles effectués à plusieurs vitesses de sollicitation afin de connaître les effets de viscosité qui apparaissent avec l'augmentation de température. Un léger durcissement cyclique ayant été observé lors de la première sollicitation, trois cycles ont été choisis pour déterminer son évolution. Toutefois, on verra par la suite que ce durcissement est négligeable à cette température.

Les valeurs des coefficients obtenus après optimisation et les écarts calculés sont reportés dans le tableau suivant dans lequel :

1 $\sigma_v = (\dot{\epsilon}^P)^{1/n}$, qui représente la composante visqueuse de la contrainte a été calculé pour $\dot{\epsilon}^P = 10^{-3} s^{-1}$.

1 C/D représente le niveau maximum de l'écrouissage isotrope.

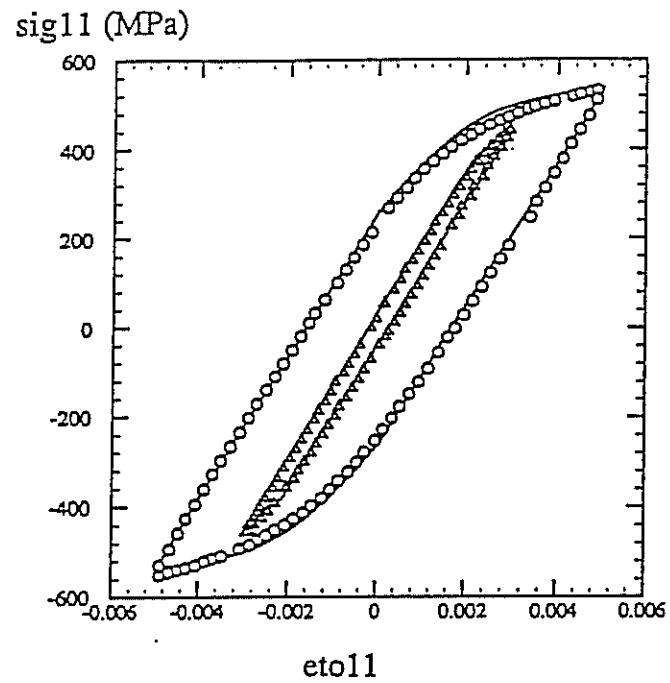
1 NS/S représente le rapport entre la somme des écarts, entre les contraintes calculées et mesurées pour le modèle non standard, et la même quantité pour le modèle standard. On peut ainsi comparer les capacités prédictives des deux modèles.

En outre, certains coefficients on a été fixés en fonction des résultats obtenus :

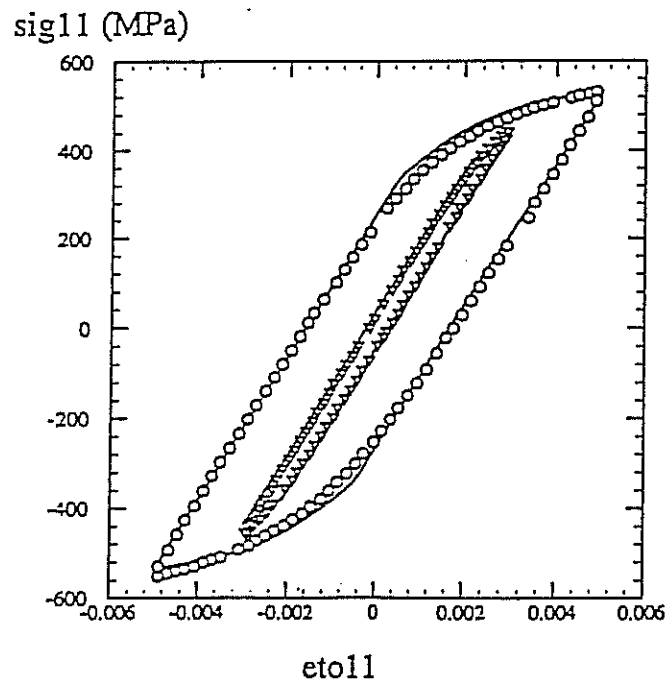
1 K = 20 et n = 10 à la température de 300 °C de telle sorte que la contrainte visqueuse soit négligeable.

1 L'optimisation a montré que l'on pouvait fixer Q à 0 (durcissement cyclique négligeable) à partir de 500 °C et R₀ à 0 (limite d'élasticité négligeable) à partir de 600 °C.

	MODELE STANDARD				MODELE NON STANDARD			
T (°C)	300	500	600	700	300	500	600	700
E (MPa)								
R ₀ (MPa)								
Q (MPa)								
b								
n								
K (MPa s ^{1/n})								
H (MPa)								
C (MPa)								
D								
C/D (MPa)								
σ_v (MPa)								
NS/S								



standard



non standard

fig. III.26 - Comparaison simulation-expérience à 300 °C
(vitesse de sollicitation : 10^{-3} s^{-1})

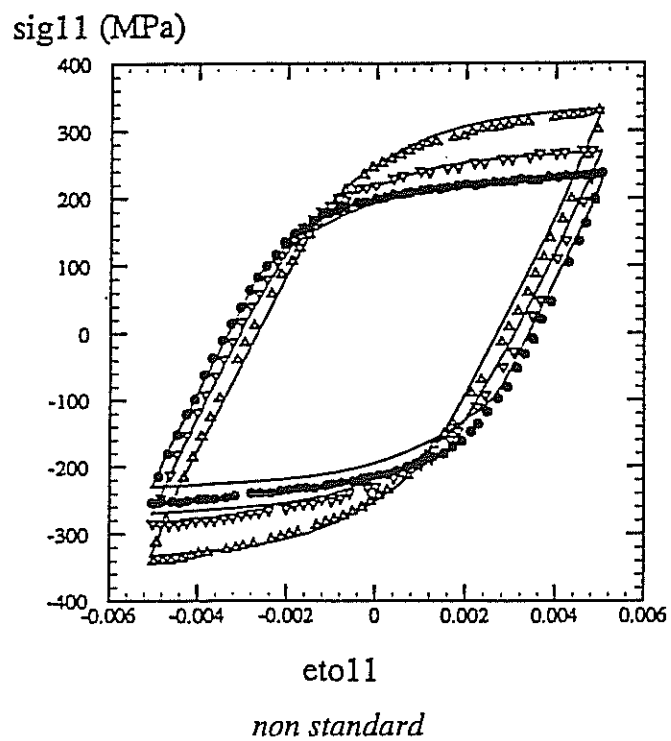
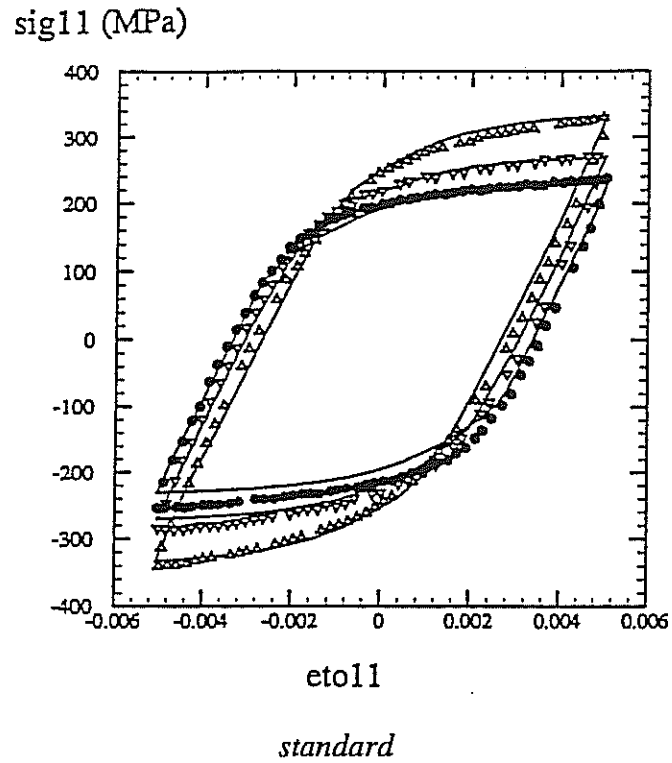


fig. III.27 - Comparaison simulation-expérience à 500 °C
(vitesses de sollicitation : 10^{-3} , 10^{-4} et 10^{-5} s^{-1})

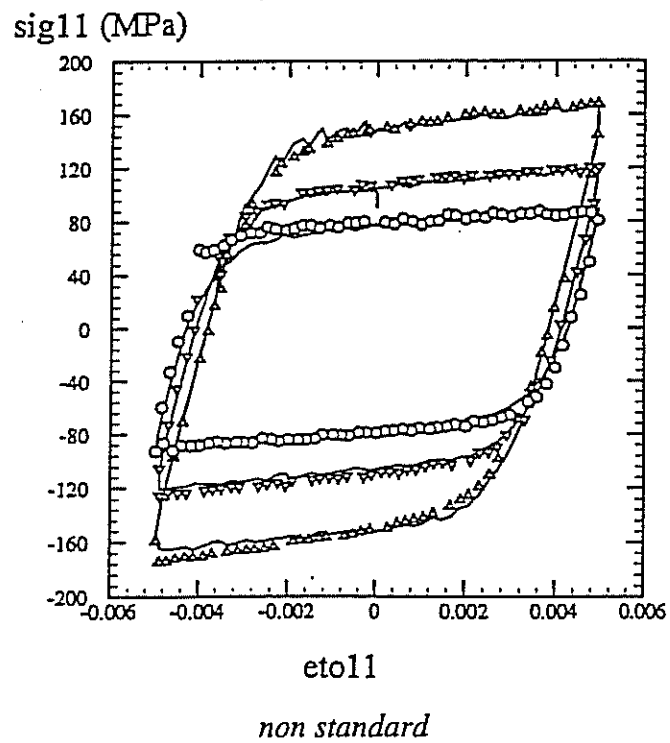
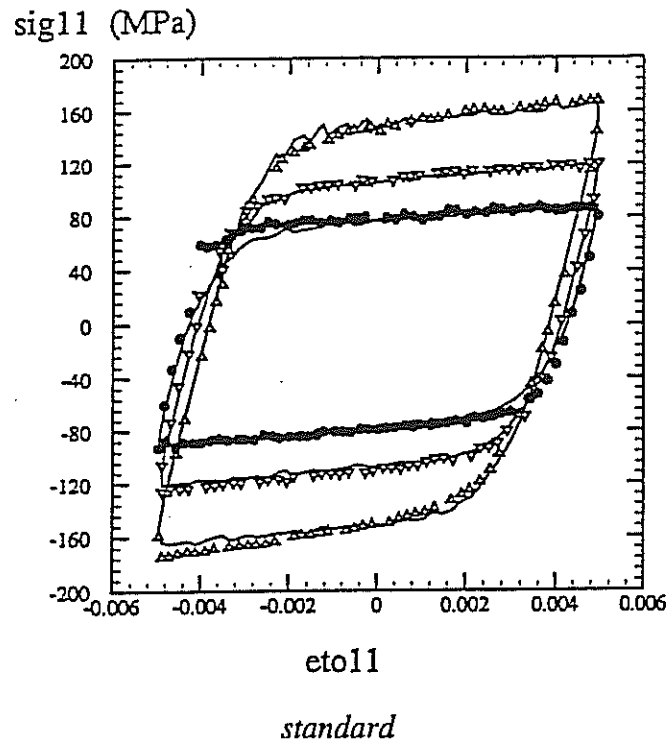


fig. III.28 - Comparaison simulation-expérience à 600 °C
(vitesses de sollicitation : 10^{-3} , 10^{-4} et 10^{-5} s^{-1})

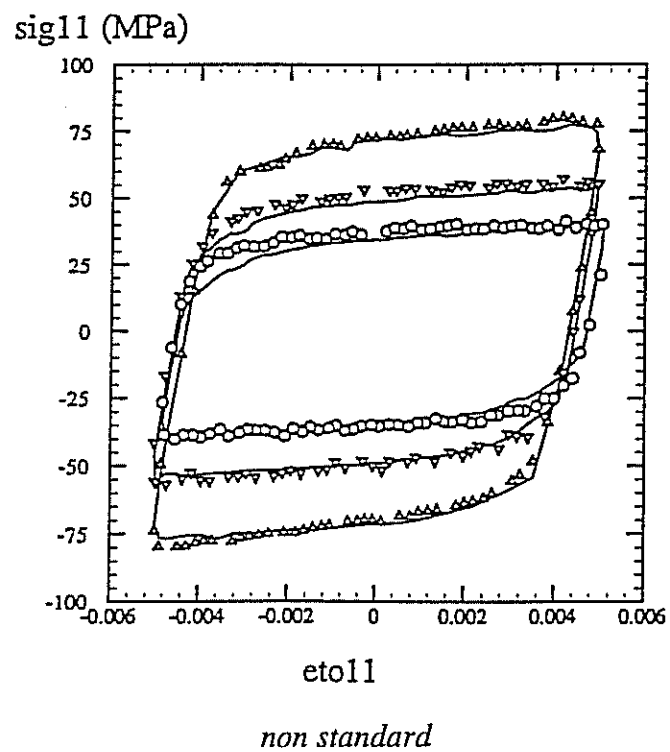
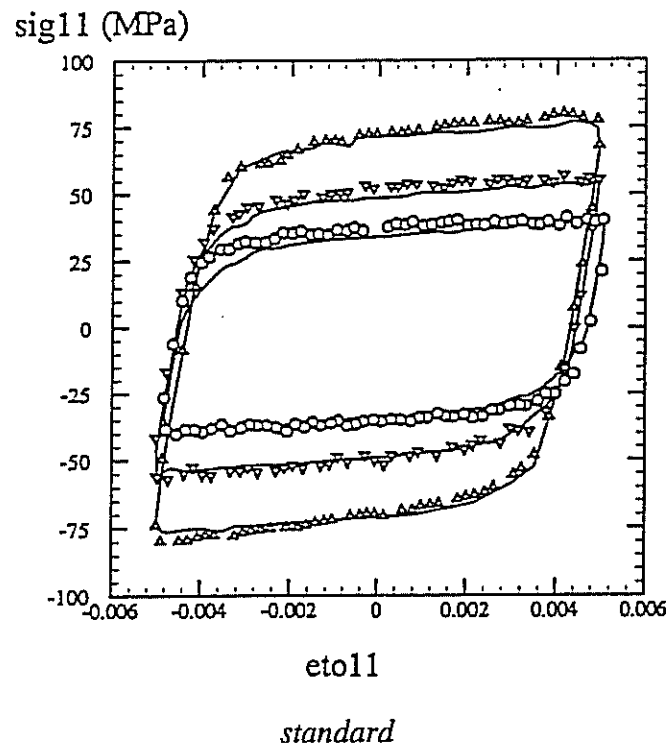


fig. III.29 - Comparaison simulation-expérience à 700 °C
(vitesses de sollicitation : 10^{-3} , 10^{-4} et 10^{-5} s $^{-1}$)

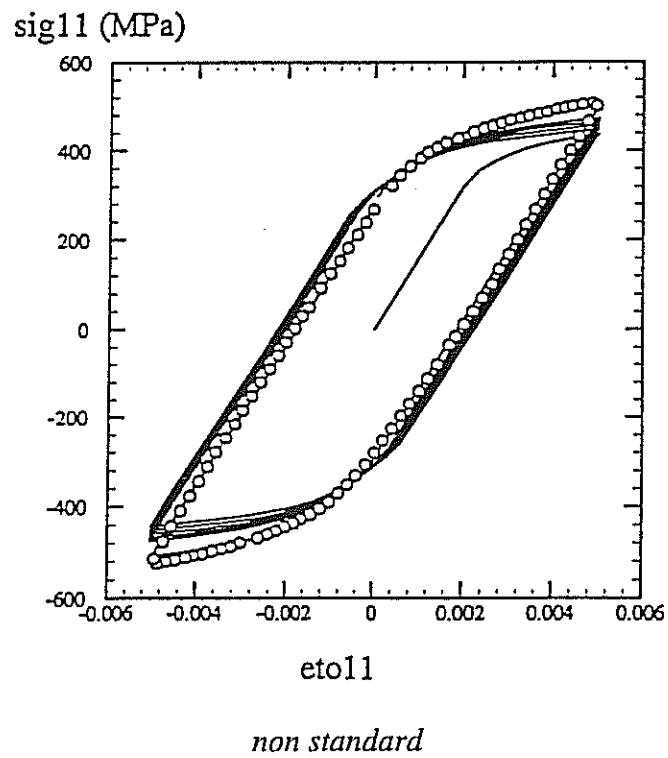
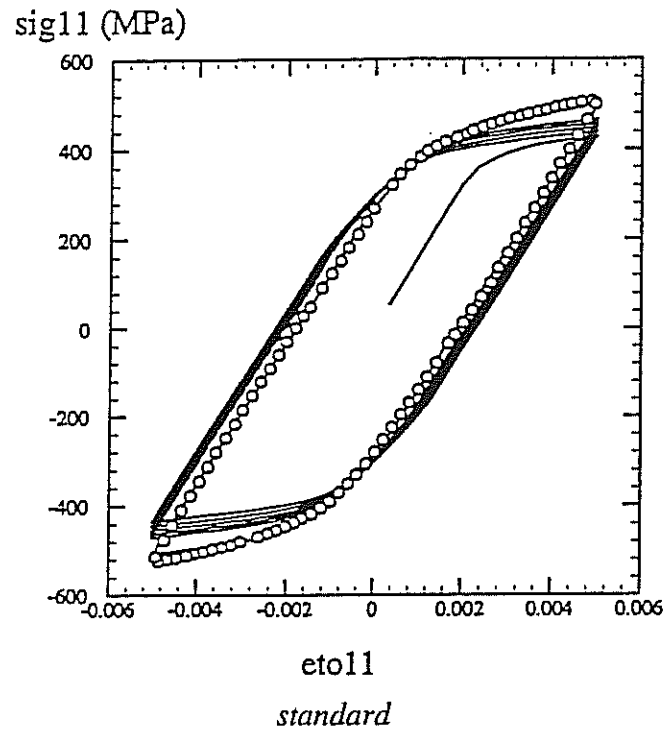


fig. III.30 - Simulation de l'écrouissage cyclique à 300 °C

On constate tout d'abord qu'il existe une faible différence entre les écarts des deux modèles, et ce pour chaque température. De plus, on constate que ces deux modèles décrivent de façon tout à fait convenable les résultats observés expérimentalement, puisque les écarts entre les simulations et les expériences restent très faibles (*fig. III.27, III.28, III.29 et III.30*). Ces figures montrent bien la prise en compte des effets de vitesse dans la simulation. La figure *III.31* illustre quant à elle la représentation de l'effet de durcissement cyclique observé à 300 °C.

Il est clair que, même si les deux modèles présentent des différences, les résultats qu'ils fournissent sont équivalents et en accord avec les données expérimentales. Il est donc raisonnable d'employer le modèle standard généralisé dans un code de calcul par éléments finis. En ce qui concerne l'aspect numérique, l'emploi d'un tel modèle est d'autant plus recommandé que l'existence et l'unicité de sa solution a été démontrée [Halphen, 1975].

Dans un autre contexte, il ne faut pas négliger qu'une telle étude a pour objectif de fournir une base de données nécessaire au calcul d'une structure. Il est donc impératif d'adapter ces données aux moyen de calcul dont dispose l'industriel. Or, les codes de calcul utilisent principalement le modèle viscoplastique de Chaboche. C'est donc sur ce modèle que seront identifiées les lois de comportement des différentes nuances.

III.2.6 - Comportement des différentes nuances

Les essais préliminaires sur la fonte SiMo ont été suivis par d'autres essais de fatigue oligocyclique isotherme effectués à différents états de vieillissement et différentes températures conformément aux conditions expérimentales décrites au paragraphe II.2.2. Les coefficients des lois de comportement déterminés d'après ces essais sont donnés dans le tableau suivant (unités : MPa et s) :

III - PROPRIETES PHYSIQUES ET MECANQUES

GS50

Temp.	300 °C	400 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C	700 °C	900 °C	900 °C
E									
R ₀									
K									
n									
C									
D									
Q									
b									
H									
C/D									
σ _v									

SiMo

	300 °C	400 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C	700 °C	910 °C	910 °C
E									
R ₀									
K									
n									
C									
D									
Q									
b									
H									
C/D									
σ _v									



matériau décarburé

σ_v est calculé pour une vitesse de sollicitation de 10⁻³ s⁻¹

Evolution du comportement avec la température

On constate tout d'abord pour les deux nuances, une chute de R_0 avec la température, cette valeur devenant négligeable à partir de 500 °C. Cette chute de la limite d'élasticité initiale s'accompagne d'une augmentation de la viscosité.

En ce qui concerne le module d'Young, on observe une diminution progressive de sa valeur jusqu'à la température de 500 °C pour la GS50 et 700 °C pour la SiMo, température au delà de laquelle la baisse du module devient plus brutale. Cette variation du coefficient d'élasticité est en accord avec les données trouvées dans la bibliographie [TI-PFGN].

Le coefficient Q, représentant l'écrouissage isotrope devient négligeable à partir de 500 °C pour les deux nuances de fonte. Au delà de cette température, l'écrouissage est purement cinématique. La valeur des coefficients d'écrouissage cinématique linéaire et isotrope diminue avec la hausse de la température tant que le matériau est en phase ferritique. A partir de 900 °C, lorsque les matériaux sont en phase austénitique, on peut voir un ralentissement de la baisse des coefficients du l'écrouissage cinématique. Ce ralentissement est dû à la présence importante de Carbone en solution dans l'austénite.

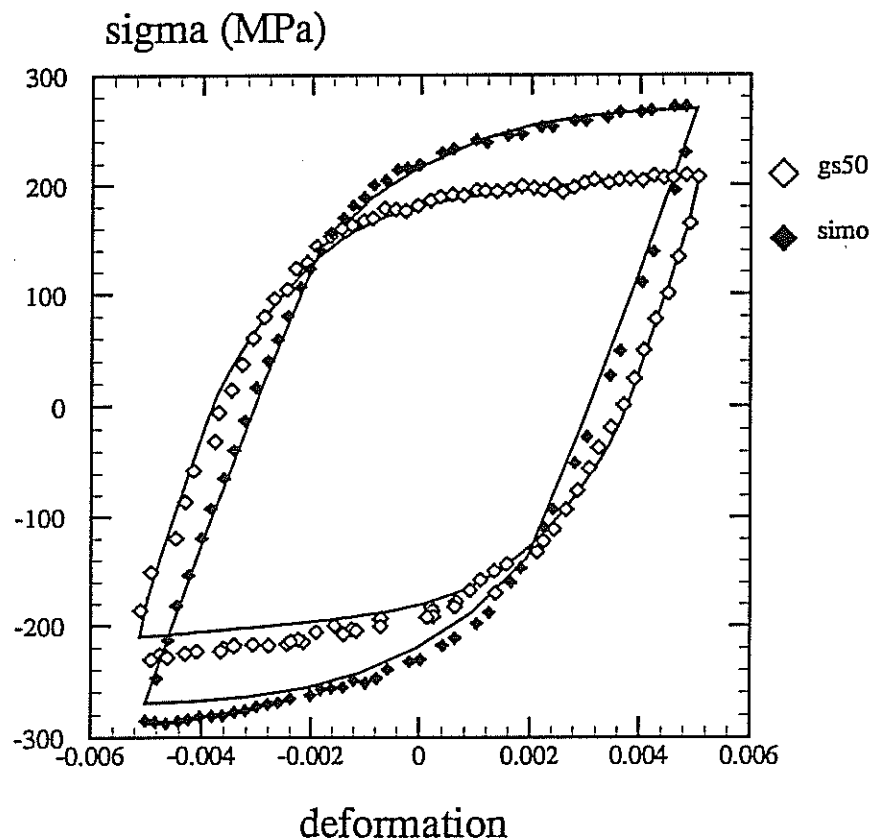


fig. III.31 - Comportement à 500°C de la GS50 et de la SiMo
vitesse de sollicitation : $10^{-4}s^{-1}$

Une comparaison intéressante peut être faite entre la GS50 et la SiMo en ce qui concerne les phénomènes d'écrouissage. Il apparaît qu'en règle générale, les contraintes d'écrouissage sont plus élevées dans la fonte SiMo (fig. III.31). Il est probable que les carbures présents dans les joints de grains forment une barrière contre l'activation des systèmes de glissement dans un grain par la contrainte locale exercée par l'empilement contre le joint des bandes de glissement du grain voisin [François, 1991]. Les carbures de Molybdène étant particulièrement durs, il est possible qu'ils retardent l'activation de sources de dislocation en empêchant la transmission d'une contrainte locale par le joint de grain. Il est alors normal que la contrainte d'écrouissage soit plus élevée dans la SiMo. Ceci peut de plus expliquer la limite d'élasticité plus élevée observée pour cette nuance.

En ce qui concerne la viscosité, on constate tout d'abord qu'elle ne se manifeste qu'après 400 °C. Le coefficient K, dont dépend le niveau de la contrainte visqueuse, est très élevé à 500 °C et chute progressivement jusqu'à l'apparition de la transformation allotropique, accompagnée par une nette hausse de la contrainte visqueuse. A cette température élevée, le fluage suit un mécanisme de fluage-diffusion, la diffusion se faisant en volume selon le modèle de Herring-Nabarro [François, 1993]. Or, la vitesse d'autodiffusion du fer est environ 100 fois plus faible dans l'austénite que dans la ferrite. Il est donc normal d'observer une hausse de la viscosité. Ce phénomène apparaîtra de manière plus évidente encore lorsqu'on fera la comparaison des nuances brutes de coulée et décarburées.

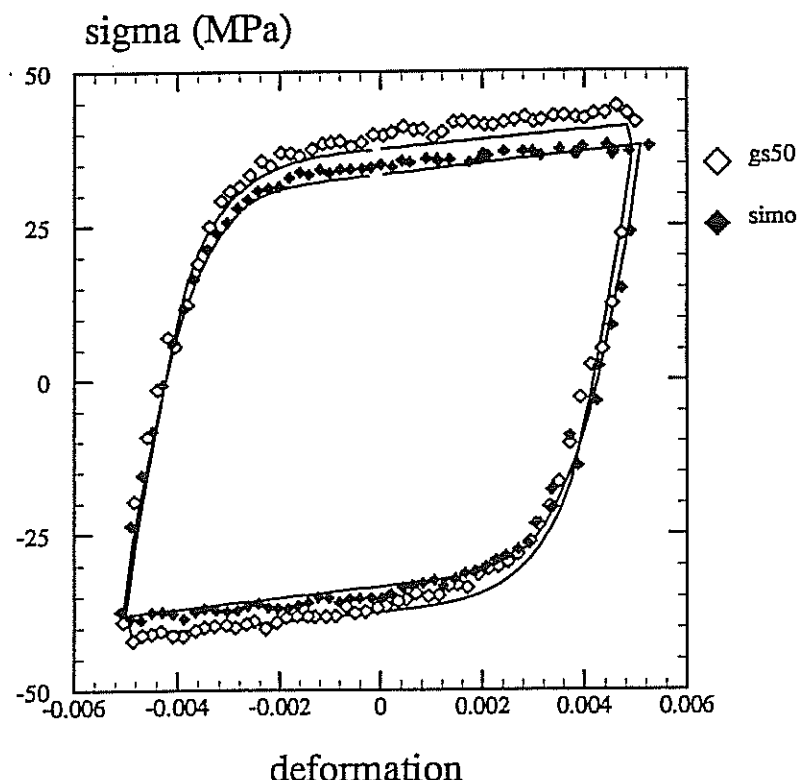


fig. III.32 - Comparaison des effets de viscosité sur fontes GS50 et SiMo à 900 °C
(vitesse de déformation de $10^{-3} s^{-1}$)

Comme lors de l'étude de l'écrouissage, on peut observer à partir de 600 °C une différence de comportement visqueux entre la fonte GS50 et la fonte SiMo. Dans ce cas aussi, cette différence est due à la présence des Carbures de Molybdène dans les joints de grains. Dans les mécanismes de fluage-diffusion (Coble ou Herring-Nabarro), la déformation de chaque grain doit être accommodée avec celle de ses voisins par un mécanisme de glissement intergranulaire. Or, les carbures de Molybdène provoquent un ancrage des joints de grains, ce qui ralentit le phénomène de fluage-diffusion et provoque l'augmentation de la contrainte visqueuse. Toutefois, à partir de 900 °C, l'effet des carbures de Molybdène devient négligeable par rapport à l'augmentation de la viscosité apparue avec la phase austénitique. (*fig. III.32*).

Comparaison entre les nuances brutes de coulée et décarburées

Si, pour comparer les différents états de vieillissement, on se limite aux températures pour lesquelles les matériaux restent ferritiques, on remarque que la principale différence de comportement concerne l'élasticité à basse température. La limite d'élasticité à 400°C est plus élevée pour les matériaux décarburés que pour les matériaux bruts de coulée. La même observation peut être faite en ce qui concerne le module d'Young, mais son augmentation n'est pas systématique aux autres températures (700 et 900 °C).

En cours d'élaboration, la contraction du métal lors du refroidissement met la matrice sous tension autour des nodules de graphite car ceux-ci ont un coefficient de dilatation très faible. Lorsque la température n'est plus assez élevée, ces contraintes ne se relaxent plus. Il subsiste donc un champ de contraintes internes autour des nodules. Ceci permet par ailleurs d'expliquer la non-linéarité de la courbe de traction dans le domaine élastique par des plastifications locales du matériau (En fait, dans cette hypothèse, le comportement du matériau est purement élastique uniquement avant la première plastification locale. Le module d'Young et la limite d'élasticité déterminés par identification numérique, ou par le simple dépouillement d'essais de traction ne sont que des quantités apparentes.). Lorsque le matériau est refroidi après un traitement de décarburation, le fretage de la matrice ne se fait plus autour des nodules, mais autour des porosités apparues lors du traitement. Le niveau de contraintes locales est alors plus faible que lorsque la fonte est à l'état brut d'élaboration. Si les contraintes résiduelles sont moins importantes dans la fonte décarburée, le retard de l'apparition des plastifications locales contribue au redressement de la pente élastique et à l'augmentation de la limite d'élasticité apparente.

Enfin, pour clore cette partie consacrée à l'élasticité, on a pu constater, lors des essais de fatigue sur les nuances brutes de coulée, que le module d'Young est plus faible en traction qu'en compression. Ceci montre que les nodules de graphite s'opposent à la compression mais ne jouent aucun rôle en traction car ils perdent leur adhérence avec la matrice dès le premier dépassement de la limite d'élasticité. Cette hypothèse est confirmée par le comportement parfaitement symétrique observé sur les fontes décarburées (*fig. IV.33*).

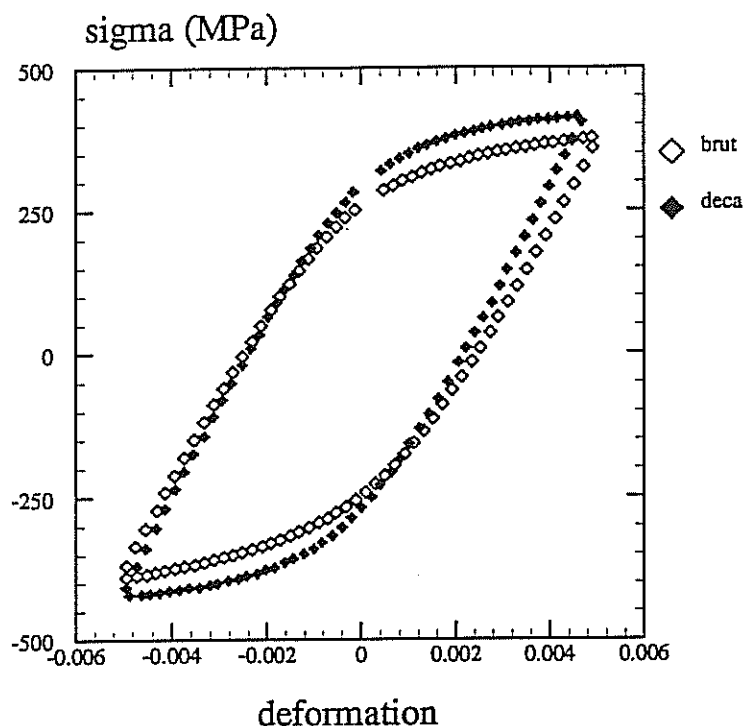


fig. III.33 - Variation de module d'Young d'une fonte GS50 à 400 °C

Si on s'intéresse maintenant à l'érouissage, on peut remarquer que, mis à part le cas de la GS50 à 700 °C, les coefficients d'érouissage des nuances brutes de coulées et décarburées sont comparables. Cette identité du comportement plastique pour différents états de vieillissement est normal si on considère que l'érouissage de la fonte SiMo est gouverné par les carbures de Molybdène, toujours présents après décarburation. Par contre, si l'érouissage de la GS50 décarburée est identique à celui de la GS50 brute de coulée, on peut supposer que la décarburation n'entraîne pas la disparition totale du Carbone (fig. III.34). La teneur en Carbone résultante serait comparable à celle de la matrice de la fonte brute de coulée, conformément au diagramme d'équilibre Fe-C. Cette hypothèse n'a pas pu être confirmée, ni infirmée, par une analyse à la microsonde car il n'est pas possible de distinguer un élément présent en si faible quantité avec cet appareil.

Enfin, si on se place à une température au moins supérieure à 900 °C, on peut comparer, pour une même température, le comportement d'une nuance austénitique (fonte brute de coulée subissant une transformation de phases) et le comportement d'une fonte ferritique (fonte décarburée ne subissant pas de transformation de phase). On peut alors constater au profit de la nuance austénitique, l'augmentation de viscosité due à la structure CFC limitant l'autodiffusion du fer et l'augmentation de la contrainte d'érouissage causée par la présence importante de Carbone (fig. III.35).

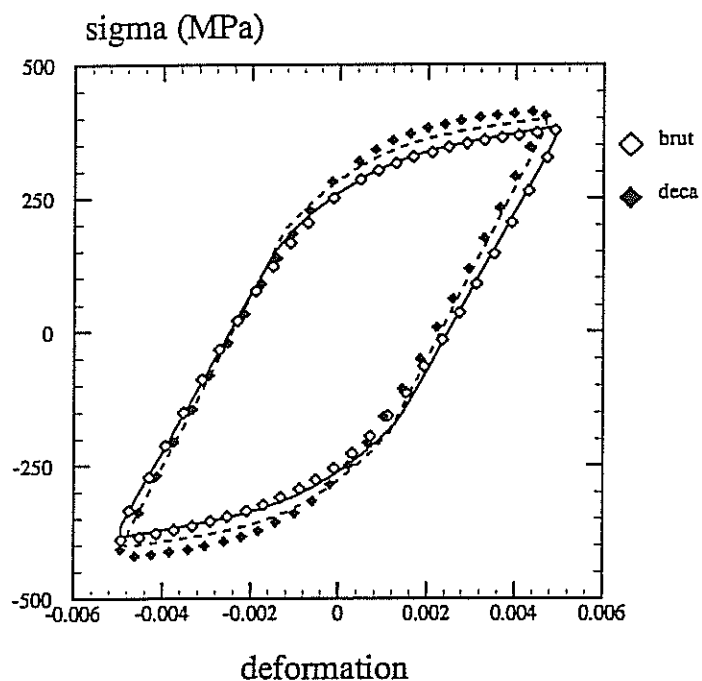


fig. III.34 - Identité de l'écrouissage à 400°C
d'une fonte GS50 brute de coulée et d'une fonte GS50 décarburée
(vitesse de sollicitation : 10^{-3} s^{-1})

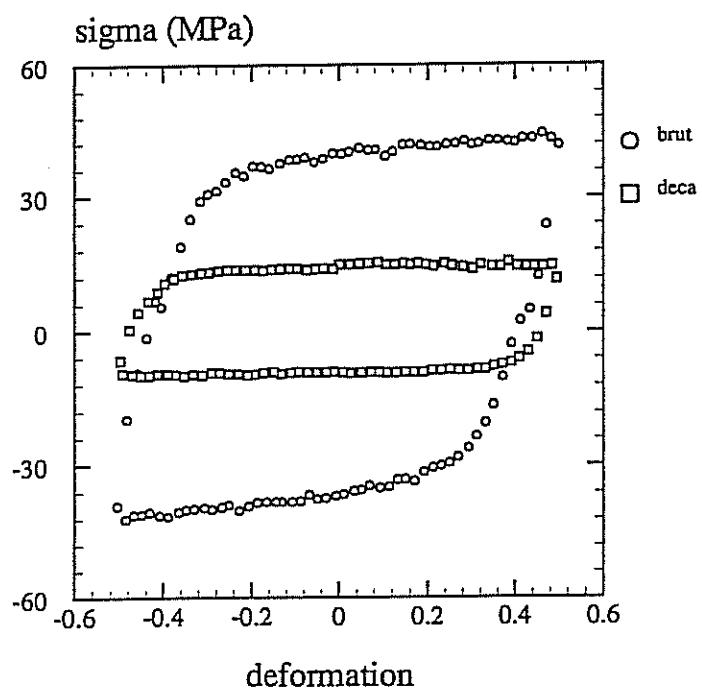


fig. III.35 - Comparaison des comportements à 900 °C
d'une GS50 brute de coulée (austénitique) et
d'une GS50 décarburée (ferritique)

Comportement de la GS50 dans le domaine de la transformation allotropique

Des essais complémentaires ont été effectués sur la GS50 dans un intervalle de températures compris entre 750 et 870 °C. L'hysteresis des courbes de dilatométrie montre que pour une même température, l'état de la matrice peut varier selon que la température d'essai ait été atteinte au chauffage ou au refroidissement de l'éprouvette. Le programme d'essais réalisé à chaque température est le suivant :

$$\begin{array}{ll} \epsilon = \pm 0,4 \% & \dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1} \\ \epsilon = \pm 0,4 \% & \dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1} \\ \epsilon = \pm 0,4 \% & \dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1} \\ \epsilon = \pm 0,4 \% & \dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{ s}^{-1} \end{array}$$

Il est évident que ce programme a été choisi principalement dans le but d'étudier le comportement visqueux. Les températures d'essais, ainsi que les structures correspondantes sont énumérées ci-après :

750 °C, 780 °C, 810 °C : ferritique

840 °C, 870 °C : austénitique

810 °C : majoritairement austénitique.

Le comportement a été identifié avec le même modèle que précédemment. Les coefficients obtenus figurent dans le tableau suivant (unités : MPa, s):

Temp.	750 °C	780 °C	810 °C	810 °C	840 °C	870 °C
E	43800	40800	37200	35300	35000	38600
K	111	83	123	181	215	176
n	5	6	4,2	3,7	4,2	4,9
C	13300	9000	21800	13600	7370	5270
D	1950	2000	3610	1330	900	870
H	820	1130	1030	660	1	17
C/D	6,8	4,5	6	10,2	8,2	6
σ_v	28	26	24	28	41	43



austénitique ou en partie austénitique

On peut faire ici les mêmes remarques qu'auparavant en ce qui concerne l'augmentation des contraintes visqueuses et de l'écrouissage cinématique isotrope avec l'apparition de l'austénite. Par contre, on observe une chute du coefficient d'écrouissage cinématique linéaire, ce qui n'est pas en accord avec les résultats précédents. Cette anomalie provient vraisemblablement de l'identification car elle n'a pas d'explication physique.

L'aspect le plus intéressant de cette série d'essais est la comparaison des résultats obtenus lorsque le matériau est à la température de 810 °C. En effet, on teste à une même température deux nuances ayant la même composition mais dont l'état cristallographique est différent. Les courbes des figure III.36 III.37 et III.38 montrent bien l'augmentation de la viscosité dans la structure majoritairement austénitique puisque l'écart de niveau de contrainte entre cette structure et la structure ferritique augmente avec la vitesse de sollicitation.

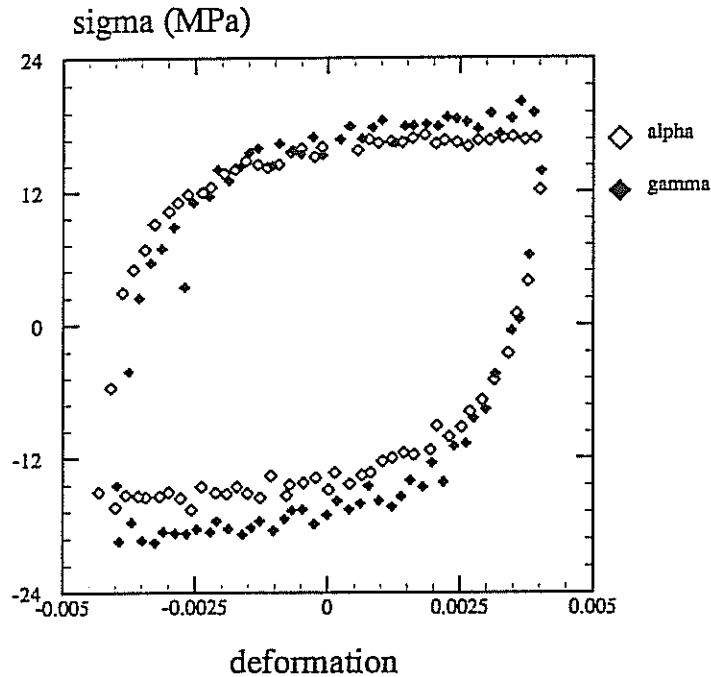


fig. III.36 - essais comparatifs du comportement à 810 °C de la fonte GS50 à l'état ferritique ou majoritairement austénitique (vitesse de sollicitation : 10^{-5} s^{-1})

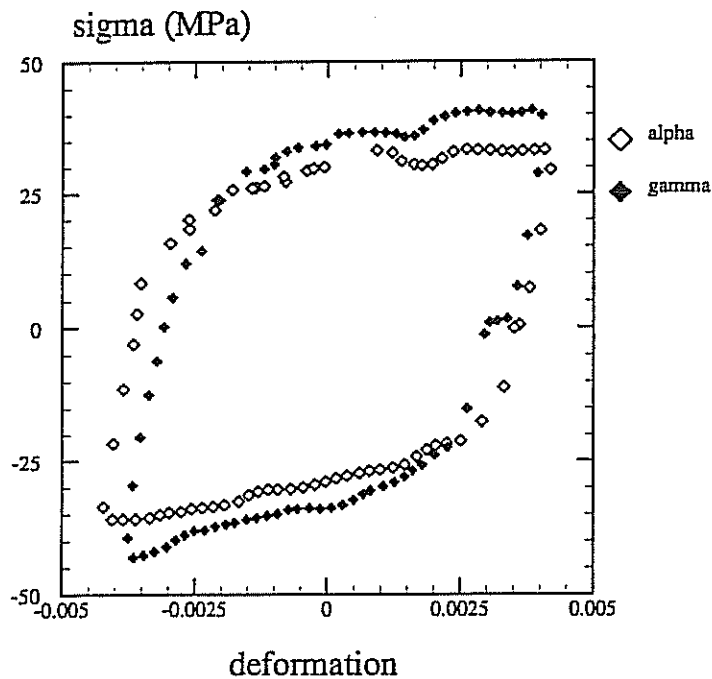


fig. III.37 - essais comparatifs du comportement à 810 °C de la fonte GS50 à l'état ferritique ou majoritairement austénitique (vitesse de sollicitation : 10^{-4} s^{-1})

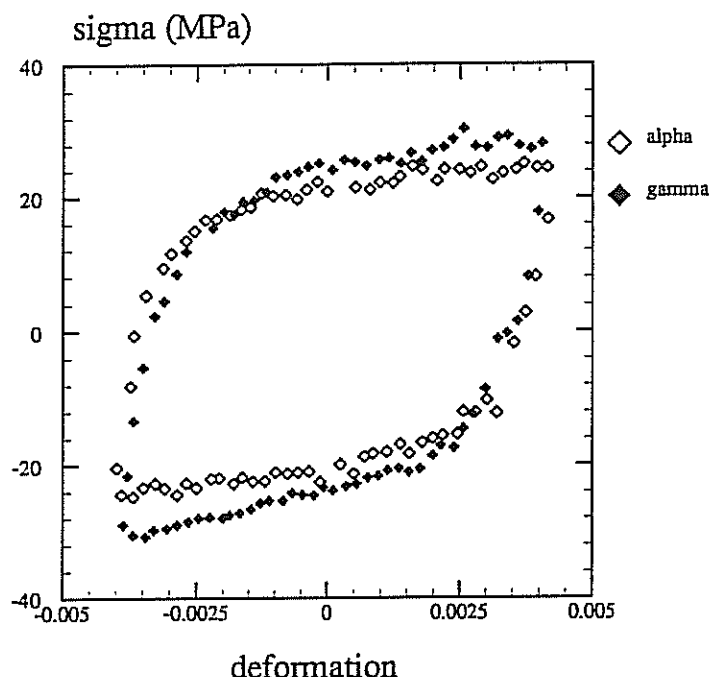


fig. III.38 - essais comparatifs du comportement à 810 °C
de la fonte GS50 à l'état ferritique ou majoritairement austénitique
(vitesse de sollicitation : $10^{-3}s^{-1}$)

L'identification des lois de comportement sur les différentes nuances et les différents états de vieillissement a permis de connaître l'effet de la température, ainsi que les mécanismes qui entrent en jeu dans le comportement de ces matériaux :

- le domaine élastique est négligeable à partir de 500 °C pour la fonte GS50 et 600 °C pour la fonte SiMo.
 - l'écrouissage isotrope n'intervient qu'à basse température
 - l'écrouissage cinématique est influencé par la précipitation des carbures de Molybdène dans les joints de grain.
 - dès 500 °C, l'effet de la contrainte visqueuse est prépondérant dans le comportement.
- Le niveau de cette contrainte est réhaussé par l'ancrage des grains par les carbures de Molybdène.

Les essais comparatifs entre fontes brutes de coulée et décarburées à 900 °C, ainsi qu'entre fonte GS50 austénitique et ferritique à 810 °C ont permis de constater le durcissement du matériau avec l'apparition de l'austénite, tant dans l'écrouissage (concentration plus élevée en Carbone) que dans le comportement visqueux (baisse de la cinétique d'autodiffusion du fer). Dans la fonte SiMo l'état austénitique, la contribution des carbures de Molybdène à l'augmentation des performances mécaniques du matériau devient négligeable.

Un aspect n'a pas encore été abordé dans cette partie consacrée au comportement mécanique ; il s'agit de la fragilisation de la fonte SiMo.

A la température de 400 °C, la plupart des essais ont été perturbés par une baisse progressive du niveau de charge en traction causée par l'amorçage et la propagation d'une fissure. En règle générale, il n'a jamais été possible d'atteindre, pour cette température, un niveau de déformation plastique cumulée supérieur à 15 %, quelle que soit la vitesse de sollicitation. Le même phénomène de fragilisation a été observé sur la fonte SiMo décarburée. Ce fait n'est pas propre au lot de fonte testé puisque la fragilisation de la fonte SiMo à 400 °C est un phénomène connu, mais non expliqué actuellement, malgré de nombreuses recherches lancées sur le sujet. Il s'agit vraisemblablement d'un effet du couplage entre le manque de ductilité des carbures de Molybdène et un durcissement du matériau causé par des atmosphères d'Azote ou de Carbone.

III.3 - VALIDATION DES MODELES

Les lois de comportement des matériaux ont été identifiées à partir de résultats d'essais de fatigue oligocyclique isothermes. Chaque jeu de coefficients, déterminé pour une température donnée, permet donc de simuler assez fidèlement les essais sur lesquels repose l'identification. Contrairement aux éprouvettes testées, les collecteurs d'échappement ne sont pas continuellement soumis à un champ de températures constant dans le temps. L'analyse de leur comportement fera alors intervenir une évolution temporelle de la température. Il apparaît donc intéressant de comparer les résultats d'essais de cyclage thermique avec leur simulation.

Trois types d'essais ont été réalisés pour tester le comportement anisotherme. Ces essais ont tous en commun d'avoir été menés en gardant nulle la déformation moyenne de la base de mesure. Dans un premier temps, on a effectué un essai de cyclage thermique sur la fonte SiMo entre 400 et 800 °C, cette gamme de température permettant de s'affranchir d'une transformation de phases. Par la suite, on a intégré une transformation allotropique à ces essais en cyclant entre 700 et 900 °C des éprouvettes de GS50 à différents états de vieillissement.

III.3.1 - Cyclage thermique sans transformation de phases

L'essai a été réalisé sur une éprouvette en fonte SiMo brute de coulée, identique à celles utilisées en fatigue oligocyclique à l'aide du même dispositif expérimental, particulièrement adapté au cyclage thermique grâce à l'utilisation d'un four à lampes. Afin de

reproduire aisément le chargement lors de la simulation, il a été choisi d'imposer des cycles triangulaires et de ce fait, de fixer la vitesse de chauffage et de refroidissement.

L'inconvénient de ce dispositif expérimental est l'absence de système de refroidissement forcé de l'éprouvette. La vitesse de sollicitation choisie doit être plus faible que la vitesse de refroidissement de l'éprouvette par convection naturelle. Des essais préliminaires ont montré qu'il était possible de contrôler le refroidissement entre 400 et 800 °C à condition de choisir une variation de la température n'excédant pas 20 °C/mn. Le cycle choisi est alors le suivant :

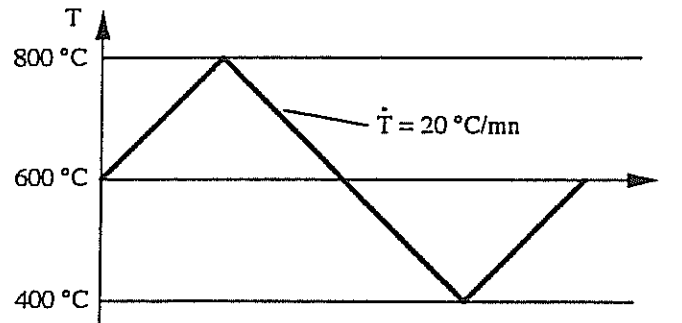
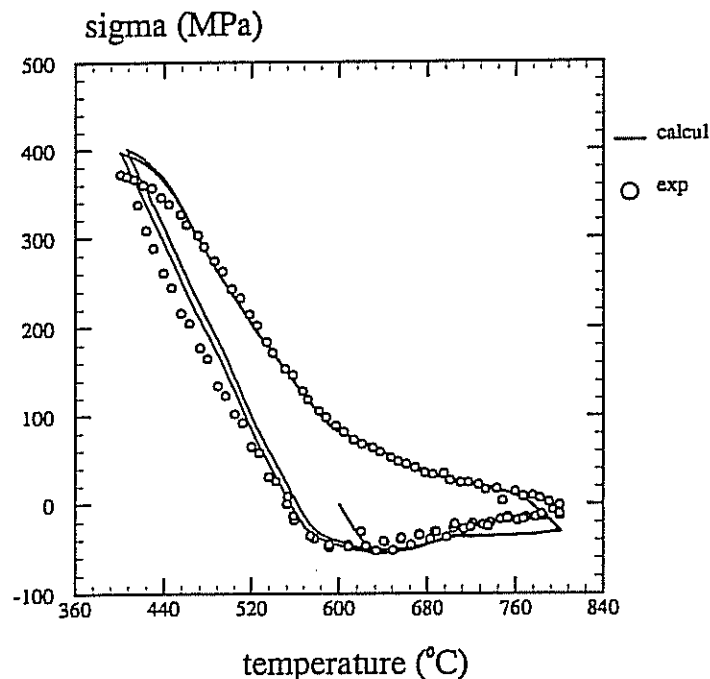


fig. III.39 - Cycle thermique appliqué à l'éprouvette de fonte SiMo

L'essai a été simulé à l'aide du logiciel SiDoLo puisque les champs mécaniques sont homogènes. La variation avec la température des coefficients des lois de comportement a été obtenue par interpolation linéaire à partir des coefficients déterminés par les essais isothermes. La loi d'expansion thermique appliquée dans cette simulation a été obtenue par digitalisation d'une courbe de dilatométrie.



*fig. III.40 - Cyclage thermique sur fonte SiMo
comparaison calcul - expérience*

La figure III.40 montre la comparaison entre la courbe expérimentale et la courbe simulée. On constate une bonne adéquation quant à l'allure générale de la courbe. Les contraintes maximales atteintes en traction et en compression sont sur-estimées. Il semble que le module et la limite d'élasticité à basse température employés dans le calcul soient plus élevés que ceux de l'éprouvette testée. Il est fort probable que la sur-estimation de la contrainte de compression à partir de 700 °C vienne d'un problème d'interpolation des coefficients de la loi de comportement entre 700 et 910 °C, le matériau étant austénitique à cette température.

III.3.2 Cyclage thermique avec transformation de phases

La deuxième expérience, réalisée sur une fonte GS50 brute de coulée, inclut une transformation allotropique afin, d'une part, de valider le modèle de comportement lorsque le matériau est austénitique, et d'autre part, de valider le modèle d'expansion thermique. Le cyclage est ici effectué entre 700 et 900 °C. Le niveau élevé de la température permet un refroidissement rapide de l'éprouvette par convection naturelle. On peut alors imposer des variations de température plus rapides que pour l'essai précédent. Deux vitesses de sollicitation ont été choisies dans le but d'observer un effet de la viscosité. Le chargement appliqué est représenté sur la figure III.41.

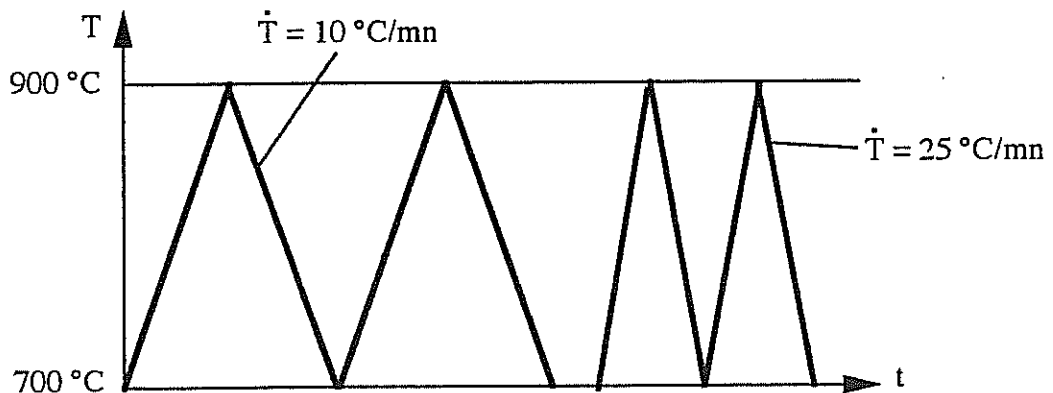


fig. III.41 - Chargement thermique appliqué à l'éprouvette de fonte GS50

L'expérience montre que la variation de la vitesse de sollicitation thermique a une très faible influence sur la contrainte mesurée. Il est vrai que cette variation est ici très faible et que la vitesse de déformation viscoplastique n'est pas très élevée. Par contre, on a pu remarquer que la cinétique de transformation n'est pas négligeable et qu'il est important de la prendre en compte, ce qui n'avait pas été fait jusqu'à présent dans le modèle (fig. III.42).

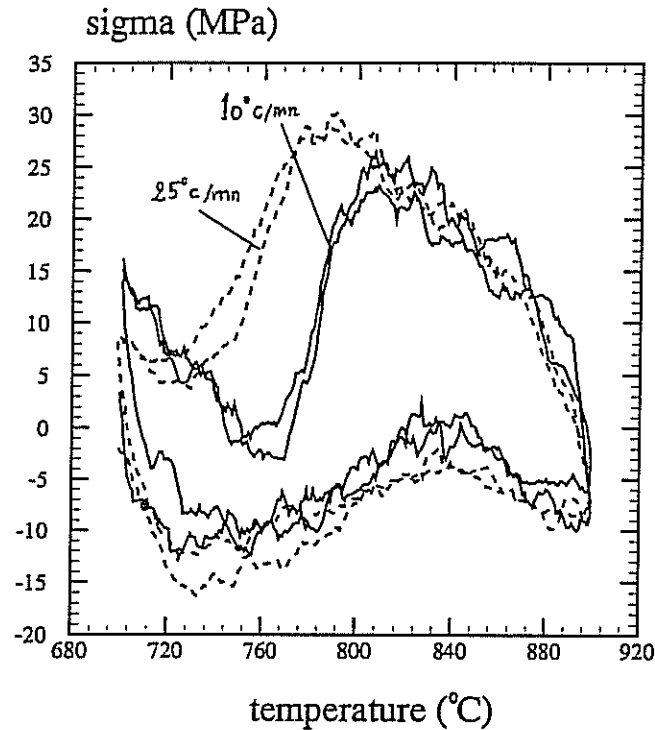


fig. III.42 - Résultats expérimentaux de l'expérience de cyclage thermique sur fonte GS50 avec transformation de phases

De nombreux modèles sont proposés pour tenir compte de la cinétique de transformation [Leblond, 1984, Mittemeijer, 1986, Wierszyllosky, 1991, Pont, 1994], dont beaucoup se réfèrent au modèle de Johnson -Mehl - Avrami [Avrami, 1939, Johnson, 1940]. Le modèle retenu, proposé par Leblond, a été choisi pour sa simplicité. Pour la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$, ou $\gamma \rightarrow \alpha$, l'équation d'évolution de la fraction transformée z s'écrit :

$$\dot{z} = \frac{z_{eq}(T) - z}{\tau(T)} \quad \text{où } z_{eq} \text{ est la fraction transformée à l'équilibre}$$

Dans ce modèle, le coefficient $\tau(T)$ peut intégrer implicitement aussi bien la cinétique de germination de phase que la cinétique de croissance liée à la diffusion. La principale difficulté est d'identifier l'évolution de τ , ce qui peut être fait par identification numérique à condition de disposer d'une base expérimentale composée d'essais de dilatométrie réalisés pour différentes vitesses de chauffage et refroidissement. Ces essais n'ayant pu être réalisés, une évaluation de l'évolution de τ au refroidissement a été réalisée à partir de résultats expérimentaux publiés dans [Hamata, 1992], lesquels concernent une nuance de fonte contenant 2 % de Silicium. Connaissant l'allure de la variation de τ avec la température, on a pu travailler avec une forme simplifiée de la fonction $\tau(T)$, permettant de reproduire l'allure des courbes obtenues lors des essais. Cette évolution est représentée sur la figure III.43.

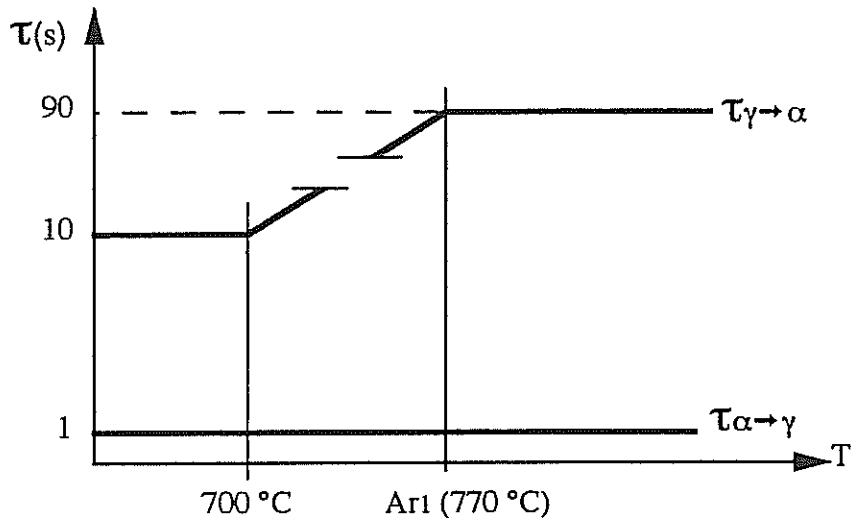


fig. III.43 - Evolution de τ avec la température

Cet essai a été simulé à l'aide du code de calcul par éléments finis ZeBuLoN, dont l'utilisation est indispensable pour simuler ultérieurement le comportement d'une éprouvette "biphasée". Dans le cas du matériau "monophasé", ce maillage est très simple puisqu'il se réduit à un seul élément. La variation des coefficients des lois de comportement avec la température a été obtenue par interpolation linéaire. La simulation, pour le chargement thermique identique à celui de la figure III.41 permet d'obtenir les courbes représentées sur la figure III.44.

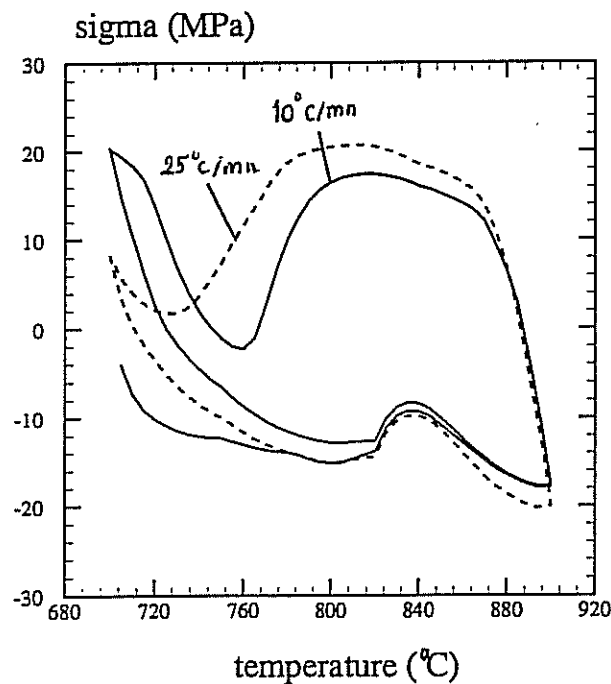


fig. III.44 - Simulation de l'essai de cyclage thermique avec transformation allotropique sur la GS 50

La simulation, grâce à la cinétique de transformation choisie, permet de reproduire correctement l'allure générale des courbes expérimentales. La valeur maximum de la contrainte de traction à 700 °C est supérieure à la valeur mesurée. La valeur de la contrainte de compression à haute température est sur-évaluée par le calcul. Il est peut-être nécessaire de corriger les lois de comportement obtenues à haute température en y intégrant des résultats d'essais de fluage, afin de tenir compte d'une éventuelle restauration.

III.3.3 - Cyclage thermique avec transformation sur éprouvette en partie décarburée

Cet essai permet d'étudier le couplage entre le comportement mécanique de chacune des phases et la transformation que subit l'une d'entre elles. La durée et la température du traitement thermique qu'a subit l'éprouvette ont été choisis de telle sorte que la partie décarburée occupe le quart de la section droite de la zone utile. Le diamètre de cette zone a été augmenté à 13 mm afin de gagner en précision en mesurant des efforts plus importants. Les conditions expérimentales sont les mêmes que pour la GS50 brute de coulée.

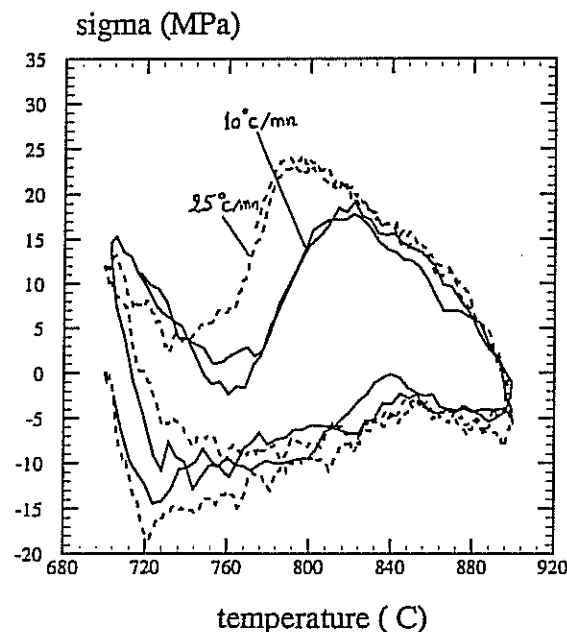


fig. III.45 - Cyclage thermique sur GS50 partiellement décarburée
courbe expérimentale

La figure III.45 montre l'allure de la courbe expérimentale, très proche de celle obtenue lors de l'essai précédent. Toutefois, le niveau de la contrainte moyenne (effort mesuré rapporté à l'aire de la section droite) est inférieur, ce qui est normal car, compte tenu de la transformation partielle, le matériau contient une fraction de ferrite peu rigide à haute température. On observe, de plus, la même influence de la cinétique de transformation.

La simulation numérique de cet essai a été faite sur un maillage plus complexe. Un calcul préliminaire a montré que la contrainte était uniforme dans la partie non décarburée. Cette partie peut alors être réduite à un élément (*fig. III.46*). La partie décarburée a par contre été maillée plus finement, le maillage étant raffiné à l'approche de l'interface avec le coeur de l'éprouvette. Le résultat du calcul de la contrainte moyenne, effectué en imposant le déplacement axial nul est présenté sur la figure *III.47*. Les mêmes remarques que précédemment peuvent être faites quand à l'allure qualitative de la courbe. Les niveaux de contrainte sont trop élevés en compression à 900 °C et en traction à 700 °C



fig. III.46 - Maillage utilisé pour la simulation

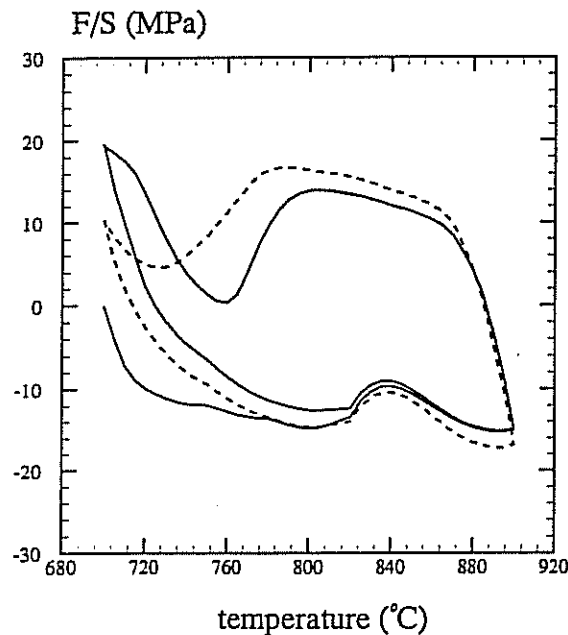


fig. III.47 - Simulation de l'évolution de la contrainte moyenne au cours du cyclage

L'intérêt de la simulation de cet essai réside dans le fait que l'on peut connaître l'évolution des contraintes dans la zone décarburée.

A titre d'exemple, la figure *III.48* donne l'allure de la répartition des contraintes le long du rayon lorsque l'éprouvette est à 900 °C. Il est clair que la transformation allotropique entraîne dans la partie décarburée l'apparition d'une contrainte circonférentielle σ_{33} . On peut

d'ailleurs remarquer que le champ de contraintes dans la partie décarburée est proche de celui que l'on trouve dans un cylindre sous pression interne.

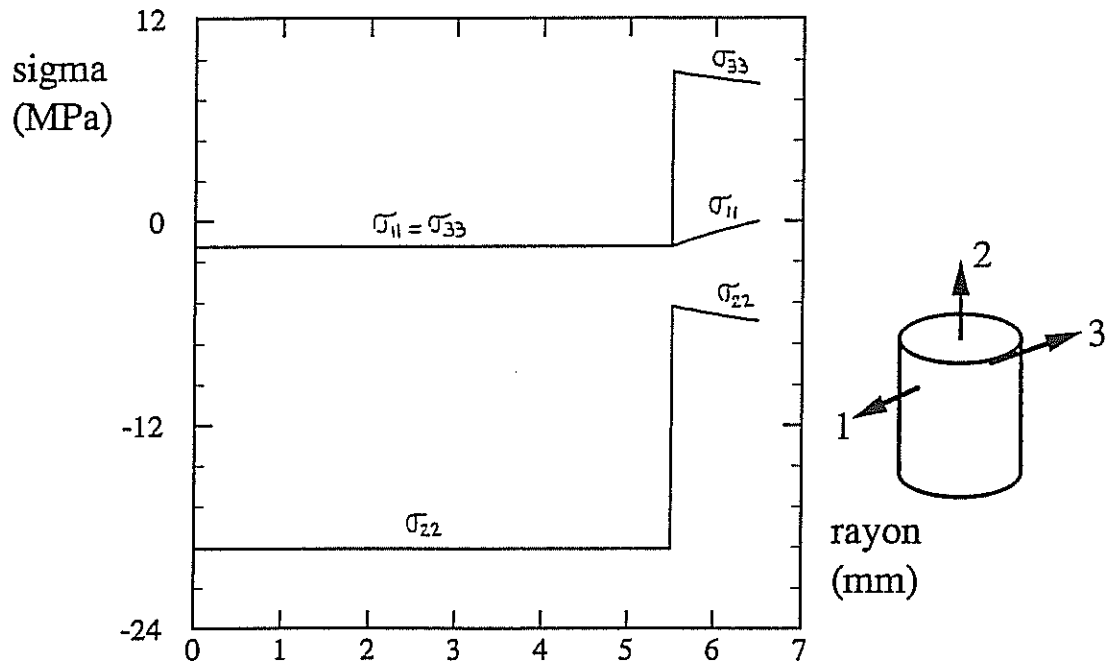


fig. III.48 - Répartition des contraintes dans l'éprouvette

La figure III.49 permet d'apprécier le caractère multiaxial du champ de contraintes. Au coeur de l'échantillon, la contrainte σ_{33} est négligeable devant σ_{22} , ce qui n'est pas le cas à la périphérie où la sollicitation est plutôt biaxiale. Cette différence entre le coeur et la périphérie n'est bien sûr pas présente dans le matériau "monophasé", dont la contrainte uniaxiale.

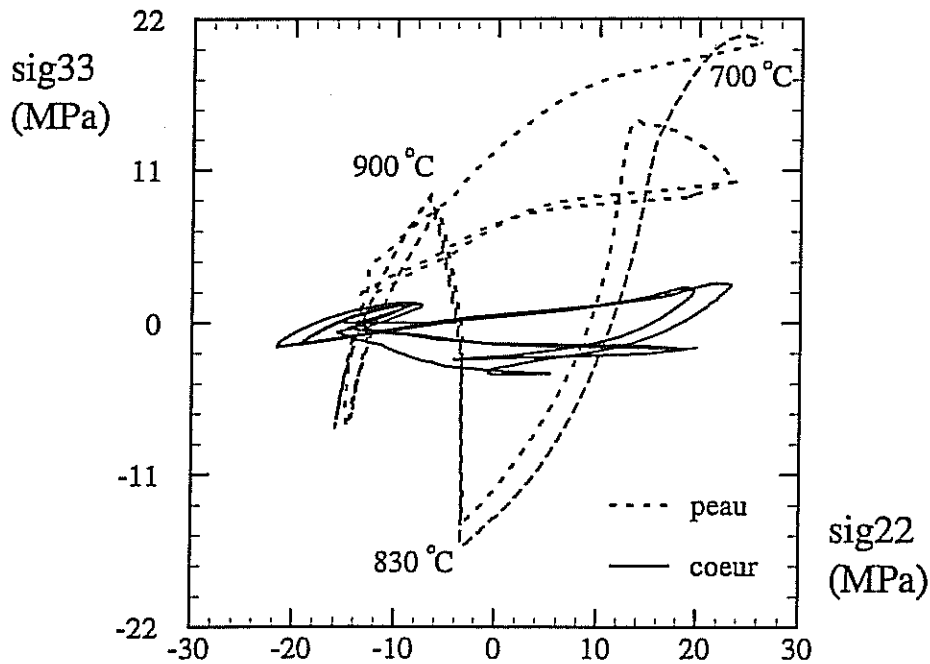


fig. III. 49 - Evolution des contraintes à coeur et en peau

Cette partie traitant de la validation des modèles permet de mettre à jour l'importance de certains phénomènes qui avaient été négligés jusqu'à présent :

A haute température, on constate une sur-estimation de la contrainte. Il est donc nécessaire d'effectuer une correction du modèle en y intégrant les données recueillies lors d'expériences mettant en valeur la relaxation par le temps (fluage, relaxation).

A haute vitesse de sollicitation thermique, le retard de la transformation de phases montre qu'il faut faire intervenir une cinétique de transformation. Des essais de dilatométrie à différentes vitesses devront être faits pour déterminer cette cinétique avec plus de précision.

Enfin, la simulation numérique du comportement du matériau biphasé montre que la présence de la partie décarburee modifie de façon très significative le type de sollicitation mécanique. Ceci montre qu'il était effectivement intéressant de s'attacher à étudier les effets du couplage décarburation-transformation allotropique. Ces résultats permettent d'apporter une explication à la déformation circonférentielle des porosités présents dans la couche ferritique lors de cyclages thermiques (*fig. II.44*).

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

L'objectif initial de cette étude était de modéliser le comportement, en fatigue anisotherme, de fontes pour collecteurs d'échappement. Mais avant tout, les expertises de collecteurs ont permis de mettre en avant l'importance du vieillissement qui se produit à haute température ; oxydation, décarburation et transformation allotropique peuvent faire apparaître des modifications de la microstructure des matériaux. On a donc privilégié l'étude, d'une part, de ces évolutions microstructurales et, d'autre part, de l'influence de ces évolutions sur les caractéristiques des matériaux.

Par l'étude des évolutions microstructurales, tant lors de maintiens isothermes que lors de cyclages thermiques, certaines constatations ont pu être faites concernant les points suivants :

- Seules de faibles différences ont pu être observées en comparant les cinétiques d'oxydation et de décarburation entre les deux nuances de fontes.
- Deux microstructures différentes peuvent apparaître par décarburation. L'une d'elles est assimilable à un acier poreux, l'autre, se formant plus rarement, ne présente pas de porosités.
- Si, par cyclage thermique, la fonte est portée à une température comprise entre Ac_1 et Ac_3 , il se produit une dégénérescence des nodules de graphite pouvant fragiliser le matériau.

Les conséquences de toutes ces évolutions microstructurales sur les propriétés physiques et mécaniques des matériaux n'ont pas pu être étudiées, et il a été choisi de faire une comparaison des caractéristiques des matériaux uniquement entre l'état brut de coulée et l'état décarburé.

En ce qui concerne les caractéristiques physiques, nous avons constaté que la décarburation entraîne l'absence de transformation de phases dans le matériau qui reste alors ferritique quelle que soit la température. D'autre part, la décarburation provoque une baisse de la conductivité thermique, surtout sensible à basse température (entre 300 et 500 °C).

La comparaison des caractéristiques mécaniques entre les nuances GS50 et SiMo a mis en évidence l'effet des Carbures de Molybdène dans l'amélioration du comportement mécanique, par augmentation des composantes d'écrouissage et de la composante visqueuse. Par contre, la comparaison de ces caractéristiques n'a montré que peu de différences entre les états décarbures et bruts d'élaboration, tant que la température est suffisamment peu élevée pour qu'il ne se produise pas de transformation allotropique. Dans le cas contraire, on observe une forte chute des performances mécaniques des fontes décarbures par rapport aux fontes brutes de coulée renforcées par l'apparition de l'austénite.

La partie traitant de la validation montre que les modèles proposés donnent une bonne description de l'allure des courbes de cyclage thermique. Lorsqu'on compare les résultats de la simulation des essais entre matériau monphasé et matériau biphasé, il apparaît clairement que, si la décarburation n'entraîne pas de modification profonde du comportement mécanique du matériau, l'absence de transformation allotropique de la couronne décarburée fait apparaître une contrainte circonférentielle non négligeable en périphérie d'échantillon. Cette variation de l'état de contraintes, dans une structure géométriquement simple, justifie à lui seul la nécessité de prendre en compte la décarburation dans le calcul d'une structure plus complexe, à l'image d'un collecteur d'échappement.

Plusieurs points ont été volontairement négligés et mériteraient d'être étudiés afin de compléter ce travail :

- la déformation des nodules de graphite par cyclage thermique incluant une transformation allotropique partielle : Cette dégénérescence va certainement faciliter l'apparition et la propagation de fissures dans le matériau.
- la formation de couches d'oxydes : Il est probable que la formation de ces oxydes fasse apparaître des contraintes internes à l'interface entre oxydes et matériau. Il serait aussi intéressant de connaître la contribution de la couche d'oxyde dans le comportement mécanique du matériau et de la structure.
- la fragilisation de la fonte SiMo à 400 °C : L'étude a porté essentiellement sur le comportement des fontes à température élevée, mais certaines parties du collecteur sont sollicitées à des températures plus basses et sont donc susceptibles de se trouver ainsi fragilisées.

Enfin, l'étude du comportement de la fonte SiMo dans l'intervalle de températures de la transformation allotropique n'a pas été effectuée. La connaissance des coefficients des lois de comportement dans ce domaine est nécessaire pour la simulation du cyclage thermique avec transformation de phases. De plus, l'influence de l'état de contraintes sur les températures de transformation n'a pas été étudiée, ainsi que les effets de la plasticité de transformation.

Les suites à donner à ce travail, concernent essentiellement la possibilité d'intégrer ces lois de comportements dans le calcul de structures complexes. Si le constructeur ne recule pas devant l'importance des effets du vieillissement des matériaux et souhaite, au contraire, en tenir compte dans le calcul des pièces, il sera alors nécessaire de faire ce calcul à partir de lois de comportement homogénéisées. Les contraintes ainsi déterminées pourront alors être utilisées dans l'application éventuelle d'un critère d'endommagement, lequel devra probablement prendre en compte l'état de la microstructure.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[Akiyama, 1991] AKIYAMA K. , IKE M. , TSUDA M., OTSUKA K. - Analysis of thermal fatigue resistance of engine exhaust parts - SAE Publication, N° 910430, pp. 63, 71

[Ashby, 1991] ASHBY M.-F. , JONES D.-R.-H. - MATERIAUX, 2, Microstructure et mise en oeuvre, éd Dunod, 1991

[ASM] ASM HANDBOOK, VOL. 3, Alloy Phase Diagrams - ASM International, 1992

[Avrami, 1939] AVRAMI M. -Kinetics of phase changes - General theory - J. Chem. Phys. - Vol. 7 , pp. 1103, 1139

[Avrami, 1940] AVRAMI M. -Kinetics of phase changes - Transformation time relations for random distribution of nuclei - J. Chem. Phys., Vol. 8, P. 212, 1940

[Bastid, 1994] BASTID P. , ANDRIEU E. , GRENTÉ C. , ORTIZ M. , MARCONNET E. - Comportement des fontes pour collecteurs d'échappement à haute température - Hommes et Fonderie, avril 1994, pp. 13, 18

[Bechet, 1981] BECHET S. - Les fontes utilisées à haute température, Hommes et Fonderie, février 1981, pp.33,42

[Birks, 1970] BIRKS N. - Mechanism of decarburization - Decarburization, ISI Publication 133, 1970, pp. 1, 11

[Chaboche, 1989] CHABOCHE J.L. - Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity - Int. J. Plasticity, N° 5, 1989, pp.247, 342

[Dadras, 1993] DADRAS M. , CIZERON G. - Comportement structural lors de trempes étagées de fontes GS au Molybdène ayant une teneur élevée en Silicium - Matériaux et Techniques, N° 4-5, 1993, pp.19, 27

[Fairhurst, 1979] FAIRHURST W. RÖHRIG K. - High-Silicon Nodular Irons - Foundry Trade Journal, march 1979, pp. 657, 681

[François, 1991] FRANCOIS D. , PINEAU A. , ZAOUÏ A - Comportement mécanique des matériaux, tome 1 - éd. Hermes, 1991

[François, 1993] FRANCOIS D. , PINEAU A. , ZAOUÏ A - Comportement mécanique des matériaux, tome 2 - éd. Hermes, 1993

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Grente 1992] GRENTE C. , ORTIZ M. , MARCONNET E. - Choix d'un matériau pour la réalisation de collecteurs d'échappement automobile - Rapport interne RENAULT DEMat, décembre 1992
- [Gundlach, 1983] GUNDLACH R.-B. - The effects of alloying elements on the elevated temperature properties of gray irons - AFS Transactions, 1983, pp. 389, 422
- [Hamata, 1992] HAMATA N.- Modélisation du couplage entre l'élasto-viscoplasticité anisotherme et la transformation de phase d'une fonte GS ferritique - Thèse université Paris 6, 1992
- [Johnson, 1939] JOHNSON, W. A., MEHL R. F. - Reaction kinetics in process of nucleation of growth - Trans. AIME, Vol. 135, 1939, p. 416
- [Leblond, 1984] LEBLOND J. B. , DEVAUX J. - A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size - Acta Metall., Vol. 32, N° 1, , 1984, pp.137, 146
- [Le Breton] LE BRETON H. - Manuel pratique du fondeur de fonte - 4^{ème} éd., Dunod, 1966
- [Le Gal, 1993] LE GAL J. - L'avenir des pièces de fonderie en construction automobile - Hommes et Fonderie, octobre 1993, pp. 13, 15
- [Le Gal, 1995] Entretien privé, janv. 1995
- [Lemaitre, 1985] LEMAITRE J. , CHABOCHE J.L. - Mécanique des matériaux solides - éd. Dunod, 1985
- [Mittemeijer, 1986] MITTEMEIJER E.J., VAN GENT A. , VAN DER SCHAAF P.J. - Analysis of transformation kinetics by nonisothermal dilatometry - Metallurgical Transactions, Vol. 17, august 1986, pp. 1441, 1445
- [MM, 1979] Chrysler Laser sports car uses Molybdenum technology - Molybdenum mosaic, The Journal of Molybdenum Technology, vol. 7, N° 1, 1979
- [Pilvin, 1990] PILVIN P. - Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux - Thèse Université Paris 6, décembre 1990
- [Pont, 1994] PONT D. , BERGHEAU J. M., ROCHETTE M. , FORTUNIER R. - Identification of a kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels - Proc. "Inverse Problems in Engineering Mechanics", Rotterdam, 1994
- [REN 1] RENAULT - note interne - MEMO 4366/93/0852
- [REN 2] RENAULT - note interne - MEMO 4449/93/0852
- [REN 3] RENAULT - note interne - Service 0852
- [Röhrig, 1974] RÖHRIG K. - Hitzebeständiges Gusseisen mit Kugelgraphit mit 4 % Si und 1 bis 3 % Mo - Giesserei 61, N° 8, 1974, pp. 197, 202

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[Röhrig, 1985] RÖHRIG K. - Gusseisenwerkstoffe für den Fahrzeugbau - VDI-Z, Bd 127, mars 1985, pp. 27, 37

[Sachs, 1970] SACHS K. - Decarburization, definition and measurement - Decarburization, ISI Publication 133, 1970, pp. 13, 33

[Schissler, 1993] SCHISLER J.-M. , GROSS F. , CHOBOUT J.-P. - Etude du phénomène de gonflement des fontes GS ferritiques par cycles thermiques de type $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ - Hommes et Fonderie, mars 1993, pp. 33, 42

[Shimamoto, 1993] SHIMAMOTO T. , ASANO K. , SHIOYA Y. , ANDO S. - Development of the stainless cast-steel manifold - SAE Publication, N° 930621, pp. 39, 47

[Torkington, 1981] TORKINGTON D. L. - Ductile irons for elevated temperature service - Metal Progress, may 1981

[TI-DE] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - Diagrammes d'équilibre, alliages binaire - Métallurgie, Etude des alliages, M 70

[TI-DIF] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - Diffusion - Métallurgie, Etude des alliages, M 55

[TI-EF] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - Elaboration des fontes - Fonderie et moulage, M 760, M 761

[TI-FSA] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - Fontes spéciales alliées - Métallurgie, Propriété des alliages, M 400, M401

[TI-PFGN] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - Propriétés des fontes à graphite sphéroïdal - Métallurgie, Propriété des alliages, M 392, M 393, M 396

[TI-PFGO] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - Propriétés des fontes grises ordinaires - Métallurgie, Propriétés des alliages, M 380, M 381, M 382

[TI-TTF] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - Traitements thermiques des fontes - Métallurgie, Propriétés des alliages, M 1145

[Waeckel, 1993] WAECKEL F. - Une loi de comportement thermo-métallurgique pour les aciers à transformations structurales - proc. "11^{ème} Congrès Français de Mécanique", Lille, septembre 1993, pp.89,92

[Wierszyllowski, 1991] WIERSZYLLOWSKI, I. A. - The effect of the thermal path to reach isothermal temperature on transformation kinetics - Metallurgical Transactions, Vol. 22, may 1991, pp. 993, 999

[Wustenfild, 1993] WUSTENFELD G. - La production de fontes à graphite sphéroïdal par traitement thermique - Hommes et Fonderie, août-septembre 1993, pp.13,16

COMPORTEMENT THERMOMECHANIQUE DE FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL POUR COLLECTEURS D'ECHAPPEMENT

Résumé

CONTEXTE INDUSTRIEL

Les progrès réalisés depuis plusieurs années en matière de performances et de dépollution conduisent à un accroissement des températures dans les collecteurs d'échappement. Les fontes ferritiques à graphite sphéroïdal, GS50 et SiMo, préférentiellement utilisées par RENAULT ne présenteront plus, à terme, une résistance thermomécanique suffisante, en raison des évolutions microstructurales apparaissant à ces températures élevées (plus de 850 °C à l'intersection des branches de la pièce). Afin d'éviter l'augmentation des coûts de production générés par l'adoption de nuances ou de matériaux différents (fonte austénitique Ni-Résist ou acier inoxydable coulé), il est intéressant de savoir s'il est possible de prendre en compte les évolutions microstructurales des fontes ferritiques dans le dimensionnement des collecteurs.

DEMARCHE ADOPTEE

Dans un premier temps, une expertise de collecteurs vieillis sur banc, comparés aux mêmes pièces à l'état brut d'élaboration a permis de recenser trois principaux facteurs de vieillissement : oxydation, décarburation, transformations de phases, seuls ces deux derniers semblant pouvoir provoquer l'endommagement de la pièce.

Ces trois formes d'évolutions microstructurales ont été étudiées par des essais de vieillissement isotherme et anisotherme. Des lois d'évolution avec la température des cinétiques d'oxydation et de décarburation ont été déterminées. On a pu aussi étudier qualitativement un processus de déformation des nodules de graphite pouvant faciliter l'amorçage et la propagation de fissures dans les pièces.

La connaissance des mécanismes de vieillissement ont permis de reproduire sur des éprouvettes massives certaines des microstructures observées lors des expertises. On a pu alors comparer les matériaux décarburés et bruts de coulée dans le cadre d'essais de dilatométrie et de fatigue oligocycliques. Des lois de comportement élasto-viscoplastiques des nuances bruts et vieillis ont été identifiées à partir des essais de fatigue à l'aide d'un logiciel approprié.

RESULTATS ET PERSPECTIVES

A l'aide d'un code de calcul, il a déjà été possible de simuler avec une bonne précision des essais de fatigue thermique à partir des lois de comportement déterminées par des essais isothermes. Les résultats de simulation d'essais thermomécaniques sur des matériaux en partie décarburés effectués sur des géométries simples sont suffisamment satisfaisants pour envisager d'étendre ces calculs à des géométries plus complexes, telles des parties isolées de collecteurs d'échappement.

La bonne connaissance du comportement mécanique des deux nuances de fonte devra permettre d'optimiser la géométrie des collecteurs dans la recherche d'un bon compromis légèreté-fiabilité.